

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
Политехнический институт
Материаловедения и технологии обработки материалов

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ В. И. Темных
подпись инициалы, фамилия
« _____ » _____ 20__ г.

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Исследование процессов структурообразования при сварке под давлением
титана, никеля и алюминия

22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов»

22.04.01.04 «Синтез и литье новых металлических материалов»

Научный руководитель _____ доцент, к.т.н Носков Ф.М.

подпись, дата

должность, ученая степень

Выпускник

Шведов В.В.

подпись, дата

Рецензент

доцент, к.т.н

подпись, дата

должность, ученая степень

Красноярск 2018

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
Кафедра «Материаловедение и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ В. И. Темных
(подпись)
« ____ » _____ 2018 г

ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
в форме магистерской диссертации

Студенту (ке) Шведову Вячеславу Владимировичу
Группа *MT 16-01M* Направление (специальность) *22.04.01*
«Материаловедение и технологии обработки материалов»(22.04.01.04 Синтез
и литье новых металлических материалов)

Тема выпускной квалификационной работы: «Исследование процессов
структурообразования при сварке под давлением титана, никеля и
алюминия»

Утверждена приказом по университету № 16290/с от 22.11.2016

Руководитель ВКР: Ф. М. Носков, доцент, к.т.н кафедры
«Материаловедение и технологии обработки материалов»

Перечень рассматриваемых вопросов (разделов ВКР):
Анализ литературных данных, методика исследований,
Экспериментальные исследования. Заключение, основные выводы по
результатам исследований.

Руководитель ВКР

(подпись)

Ф. М. Носков

Задание принял к исполнению

(подпись)

В. В. Шведов

« ____ » _____ 2018 г.

Реферат

Магистерская диссертация по теме «Исследование процессов структурообразования при сварке под давлением титана, никеля и алюминия» содержит 51 лист, 34 рисунка, 10 таблиц, 53 используемых источника.

Ключевые слова — Многослойные композиты, алюминиды, металл-интерметаллиды, алюминий, титан, никель.

Объект исследования — продукты твердофазных механохимических реакций, происходящие в зоне контакта, разнородных материалов многослойных композитов алюминий-титан и алюминий-никель.

Цель работы — провести исследование структуры и свойств в зоне контакта титана-алюминия, никеля-алюминия после пластической деформации.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1 Обзор литературы	6
1.1 Титан и его свойства.....	6
1.2 Алюминий и его свойства	8
1.3 Никель и его свойства	10
1.4 Структура и свойства фаз системы титан – алюминий	12
1.5 Структура и свойства фаз системы никель – алюминий	15
2 Методики исследований и испытаний	18
2.1 Методики изготовления образцов.....	18
2.1.1 Образцы алюминий – титан	18
2.1.2 Образцы никель – алюминий.....	19
2.2 Методы металлографического контроля.....	21
2.3 Измерение микротвердости	24
2.4 Рентгенофазовый анализ	25
2.5 Испытание на одноосное статическое растяжение	27
3 Исследовательская часть	28
3.1. Исследование структуры и свойств в зоне контакте алюминия и титана	28
3.1.1 Результаты металлографических исследований.....	28
3.1.2 Результаты рентгенографических исследований	30
3.1.3 Результаты механических испытаний	38
3.2 Исследование структуры и свойств в зоне контакта никеля и алюминия	40
3.2.1 Результаты металлографических исследований.....	40
3.2.2 Результаты рентгенографического анализа	46
3.2.3 Результаты измерений микротвердости	49
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	51

ВВЕДЕНИЕ

Титан и сплавы на его основе широко используются в различных отраслях промышленного производства. Это обусловлено уникальными физико-механическими свойствами данных материалов. Титан превосходит алюминиевые сплавы и стали по удельно-прочностным характеристикам и по коррозионной стойкости. Титановые сплавы обеспечивают сочетание высокой прочности и высокой пластичности с относительно низкой плотностью. Одной из наиболее перспективных отраслей для применения титановых сплавов с интерметаллическим упрочнением является машиностроение. Для повышения мощности автомобильных двигателей необходимо уменьшить массу деталей возвратно-поступательных систем без потери прочности, что достигается применением жаропрочных и высокопрочных титановых сплавов. В автомобилестроении из данных материалов могут быть изготовлены: несущие конструкции; наиболее ответственные детали двигателя (клапаны, шатуны, кулачковые валы, болты, кривошипные валы); компоненты ходовой части, такие как элементы трансмиссий (шестерни, валы, сателлиты, болты) и элементы сцепления (корпусы, диски сцепления); теплообменники, системы выхлопных газов, радиаторы, пружины клапанов и шасси и ряд других деталей. По жаропрочности и уровню рабочих температур сплавы на основе интерметаллидов титана значительно превосходят алюминиевые и магниевые сплавы и практически могут успешно конкурировать со сталями. Данные материалы показывают эффективную работоспособность при температурах 700 – 800°C. Эксплуатация сплавов на основе интерметаллидов при температурах ниже 600°C является неэффективной в связи с хрупким разрушением материала. Нагрев в диапазоне от 600°C до 750°C способствует резкому увеличению пластичности интерметаллида с сохранением его прочности. Это позволяет использовать их в авиационной и космической промышленности.

Композиционным материалам на основе никеля и алюминия уделяется особое внимание материаловедов и разработчиков современной техники. Осо-

бый интерес к ним обусловлен тем, что при нагреве на границе сопряжения никеля и алюминия образуются интерметаллидные соединения. Большинство интерметаллидов характеризуется высокой твердостью и жесткостью, благодаря чему они эффективно выполняют функцию упрочняющей фазы в композитах типа «металл – интерметаллид» и оказывают существенное влияние на комплекс его механических и эксплуатационных характеристик. Слоистые металл-интерметаллидные композиты представляют собой перспективные материалы, характеризующиеся уникальным сочетанием механических свойств.

1 Обзор литературы

1.1 Титан и его свойства

Титан – металл серебристо-белого цвета. Титан очень распространен в природе. По содержанию в земной коре он уступает только трем конструкционным металлам: алюминию, магнию и железу. Содержание его в земной коре 0,6 %. Относится к легким металлам, его плотность $4,5 \text{ г/см}^3$, что почти в 2 раза меньше, чем у железа и сталей. При малой плотности титан обладает высокими механическими свойствами при нормальных и высоких температурах, и большой коррозионной стойкостью во многих средах. Титан в чистом виде пластичен и мягок как медь ($\sigma_{\text{в}} = 220 \text{ МПа}$, $\delta = 55 \%$, $\varphi = 80 \%$). Температура плавления $1800 \text{ }^{\circ}\text{C}$, кипения $3400 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Титан, как и железо, является полиморфным металлом. Он имеет две полиморфные модификации: низкотемпературную $\alpha\text{-Ti}$ (до $882,5 \text{ }^{\circ}\text{C}$) с гексагональной плотноупакованной решеткой и высокотемпературную модификацию $\beta\text{-Ti}$ (выше $882,5 \text{ }^{\circ}\text{C}$ до температуры плавления $1668 \text{ }^{\circ}\text{C}$) с кубической объемно-центрированной решеткой [1–5].

Марки технического титана классифицируют в зависимости от содержания примесей. В отечественной промышленности выпускают технически чистый титан двух марок (табл. 1.1) [5].

Таблица 1.1 – Химический состав технически чистого титана

Марка	C	Fe	Si	O	N	H	Другие элементы
BT1-00	0,05	0,20	0,08	0,10	0,04	0,008	0,10
BT1-0	0,07	0,30	0,10	0,20	0,04	0,010	0,30

Чистый титан имеет высокую химическую активность и низкую прочность, поэтому на практике наиболее часто применяют не чистый титан, а сплавы на его основе, обладающие высокими прочностными свойствами.

Механические свойства титана существенно зависят от содержания примесей в металле. Различают примеси внедрения – кислород, азот, углерод, водород и примеси замещения, к которым относятся железо и кремний. Примеси резко снижают пластичность, причем наиболее сильное отрицательное действие оказывают примеси внедрения, особенно газы [2, 5].

Кислород взаимодействует с титаном при температуре выше 600 °С с образованием TiO_2 . В процессе механической обработки, при недостаточной смазке, тонкая титановая стружка может загореться [6].

Азот, который находится в титане в виде нитридов и элементов внедрения, повышает твердость и снижает пластичность. Поверхностный слой титана насыщается повышенным количеством азота и кислорода, такой слой называют альфированным. Попадание частиц этого слоя в сварной шов приводит к хрупкости металла и образованию холодных трещин, в связи с чем перед сваркой его следует полностью удалять [7].

Повышенное содержание углерода в титане вызывает понижение пластичности. Так как, растворимость углерода в титане невелика и при температуре 900 °С составляет 0,28 %, а в α -титане растворимость углерода в 5 раз меньше. Из-за малой растворимости углерода содержание его в титане в количестве нескольких десятых процента приводит к выделению карбидов и заметному повышению прочности, и понижению пластичности [8].

Даже небольшое содержание водорода резко ухудшает свойства титана. Растворимость водорода в титане очень велика. Содержание водорода с увеличением температуры падает, водород находящийся в твердом пересыщенном растворе выделяется и образует отдельную фазу – гидриды титана (TiH_2), которая сильно охрупчивает титан и усиливает охрупчивающее действие кислорода и азота, и способствует образованию холодных трещин через длительное время после сварки (замедленное разрушение). Кроме того, водород способствует образованию пор [7].

Железо образует с α - и β -титаном твердые растворы замещения и стабилизирует β -фазу. Максимальная растворимость железа в α -титане составляет

менее 0,2 % и уменьшается с понижением температуры, так что при 500 °С она становится меньше 0,01 %. Железо значительно меньше влияет на механические свойства титана, чем примеси внедрения.

В системе Ti-Si образуется несколько силицидов, из которых самый близкий по составу к титану Ti_5Si_3 . На механические свойства титана кремний влияет примерно так же, как и железо. Кремний повышает сопротивление ползучести и увеличивает прочность при всех температурах. При малых концентрациях железо и кремний почти не влияют на пластичность титана.

В твердом состоянии и при умеренно высоких температурах (100 °С) благодаря прочной оксидной пленке титан коррозионно-устойчив в атмосферном воздухе, морской воде, во влажном хлоре, хлорной воде, горячих и холодных растворах хлоридов, азотной кислоте, в различных растворах и реагентах, применяемых в химической, нефтяной, бумажной промышленности, а также в гидрометаллургии [5, 9–11].

Технический титан хорошо обрабатывается давлением в горячем состоянии и удовлетворительно в холодном. Он легко прокатывается, куется, штампуется. Титан и его сплавы хорошо свариваются контактной и аргонодуговой сваркой, обеспечивая высокую прочность и пластичность сварного соединения. Недостатком титана является плохая обрабатываемость резанием из-за склонности к налипанию, также низкие жаростойкость и антифрикционные свойства [1, 5, 9].

1.2 Алюминий и его свойства

Алюминий представляет собой металл серебристо-белого цвета, обладающий кубической гранецентрированной решеткой (с параметром, $a = 4,0413 \text{ \AA}$), малой плотностью (2,7 г/см³), низкой температурой плавления (660 °С), высокими значениями тепло- и электропроводности [10]. Кроме того, металл отличается высокой пластичностью и хорошей коррозионной стойкостью. При нахождении на воздухе его поверхность быстро покрывается тонкой и прочной

оксидной пленкой Al_2O_3 , препятствующей дальнейшему окислению металла в воздушной атмосфере, в среде морской и пресной воды, а также при воздействии азотной кислоты любой концентрации. Временное сопротивление разрыву алюминия составляет 40...50 МПа, твердость по Бринеллю в отожженном состоянии – 170...250 МПа, модуль нормальной упругости – ~70 МПа. Алюминий характеризуется приемлемыми литейными свойствами, хорошо поддается пластической деформации и механической обработке, сваривается всеми основными видами сварки. Отмеченные преимущества делают алюминий и сплавы на его основе широко распространенными конструкционными материалами. Растворимость никеля в твердом алюминии небольшая. По этой причине низка и степень упрочнения легированного никелем алюминия. Отмеченным обстоятельством объясняется отсутствие практической значимости двойных сплавов типа Ni-Al [11].

Алюминий высокой чистоты маркируется А99 (99,999 % Al), А8, А7, А6, А5, А0 (содержание алюминия от 99,85 до 99 %). Алюминий, применяемый для лабораторных целей, содержит 99,99 % Al, для технических целей – 99,50 % Al.

Классификация технических алюминиевых сплавов:

деформируемые, предназначенные для получения поковок, штамповок, проката, труб;

литейные сплавы, сплавы, получаемые методом порошковой металлургии (спеченные алюминиевые порошки (САП) и сплавы (САС)).

Основными легирующими элементами в деформируемых алюминиевых сплавах являются Си, Zn, Mg, МП. В условиях равновесия сплавы представляют собой равновесный твердый раствор с выделениями интерметаллидных фаз типа SiAl_{12} (0-фаза), AlCuMg (S-фаза), AlGnM , (Т-фаза) и др.

Постоянными примесями в алюминии являются железо и кремний. Обе примеси практически нерастворимы в алюминии. При одновременном их содержании появляется новая фаза тройного химического соединения Al-Fe-Si. Это соединение выделяется по границам зерен и снижает пластичность алюми-

ния. Предельное содержание примесей Fe и Si в деформируемых алюминиевых сплавах должно составлять не более 0,5 %.

В деформируемых алюминиевых сплавах, не упрочняемых термической обработкой, содержание легирующих элементов меньше предела насыщения твердого раствора при комнатной температуре. В термически упрочняемых алюминиевых сплавах содержание легирующих элементов превышает их равновесную концентрацию.

Жаропрочные сплавы получают легированием алюминия медью, магнием, никелем, железом, титаном. Для получения нужных свойств их подвергают закалке (перевод избыточных фаз в твердый раствор) и затем искусственному старению (стабилизация структурного состояния). Чем сложнее состав сплава и состав выделяющихся фаз, тем медленнее происходит разупрочнение сплава при высоких температурах. Поэтому жаропрочные сплавы обычно имеют сложный химический состав и содержат специальные присадки железа и никеля для замедления диффузионных процессов, приводящих к разупрочнению. [11].

1.3 Никель и его свойства

Химически чистый никель представляет собой блестящий серебристобелый металл с желтоватым оттенком, который легко поддается ковке и хорошо полируется. Температура плавления никеля составляет 1453 °С, плотность – 8,9 г/см³. Предел прочности технически чистого отожденного никеля при растяжении равен 280...300 МПа. Твердость по Бринеллю находится в диапазоне 70...90 МПа, относительное удлинение в пределах 40...50 %, предел упругости составляет 80 МПа, предел текучести – 120 МПа, модуль нормальной упругости – 205 ГПа [12, 13].

Полиморфных превращений никель не испытывает и существует только в β модификации, характеризующейся наличием ГЦК-решетки с параметром, $a = 0,352$ нм (при 20 °С). В случае катодного распыления кристаллическая решетка

никеля переходит в гексагональную плотно упакованную (α -никель), при нагреве до 250...300 °С происходит фазовый переход по схеме $\alpha \rightarrow \beta$. До температуры 358 °С никель ферромагнитен, что обусловлено строением его внешних электронных оболочек ($3d^8 4s^2$) [13].

Высокие коррозионные свойства никеля обусловлены формированием на поверхности металла плотной тонкой пленки оксида NiO. Никель устойчив к воздействию пресной и морской воды и некоторых кислот, на воздухе не окисляется. Отличается высокой каталитической способностью и используется при реализации различных химических процессов. Низкий коэффициент термического линейного расширения никеля и его сплавов является причиной их широкого применения при изготовлении деталей точных приборов [12]. Основным способом повышения механических свойств является легирование и последующая термическая обработка никеля. Легирующие элементы, входящих в состав сплавов на основе никеля, можно объединить в группы по ряду признаков.

1. Такие металлы, как Co, Cr, Fe, W и Mo преимущественно растворяются в никеле, образуя γ -твердые растворы с решеткой ГЦК типа. Несмотря на тот факт, что никель характеризуется низким модулем упругости и достаточно высоким коэффициентом диффузии, материалы на основе γ фазы никеля широко используются при производстве деталей газовых турбин, эксплуатирующихся в жестких температурно-временных условиях. Следует подчеркнуть, что изделия, изготовленные из этих сплавов, способны выполнять свои функции при температурах, близких к температуре плавления. При более низких температурах сплавы стабильно работают на протяжении 100000 часов и более. В качестве основных причин исключительной жаропрочности материалов отмечают следующие. Во-первых, стабильность γ -фазы не изменяется при добавлении легирующих элементов в больших количествах по причине того, что третья электронная оболочка атомов никеля практически вся заполнена. Во-вторых, при повышенных температурах поверхность сплава защищена плотным слоем оксидов [14].

2. Ti, Al, Ta, Hf и Nb, соединяясь с никелем, образуют интерметаллидные выделения типа Ni_3X , именуемые γ' - фазой. Отмеченная фаза является основной никелевых суперсплавов. Ранее было подчеркнуто, что, благодаря наличию сверхструктуры, соединения такого рода обладают положительной температурной зависимостью предела текучести. Суперсплавы на основе никеля являются наиболее широко распространенными и востребованными среди материалов, эксплуатирующихся в температурном диапазоне 650...1100 °С [14]. Включения γ' - фазы, выделяющиеся в жаропрочных сплавах, когерентны γ - матрице. Кристаллические решетки γ' - фазы и γ - твердого раствора (частиц и матричного материала) характеризуются высокой степенью размерного соответствия друг другу. Следовательно, выделения γ' - фазы способны зарождаться гомогенно. Форма γ' - включений определяется степенью размерного несоответствия между решетками этой фазы и γ - твердого раствора. При малых различиях решеток (до 0,2 %) формируются сферические выделения. Если решетки различаются в пределах 0,5...1 %, частицы преимущественно имеют форму куба, а при различии более чем на 1,25 % частицы γ' - фазы приобретают пластинчатый облик [14].

1.4 Структура и свойства фаз системы титан – алюминий

Диаграмма состояния системы Ti-Al, которую в настоящее время является наиболее достоверной и общепризнанной, показана на рис. 1.1 [18]. Диаграмма состояния свидетельствует о наличии неупорядоченных β и α -фаз, и упорядоченных фаз $\alpha(Ti_3Al)$ и $\gamma(TiAl)$. Максимальная растворимость алюминия в $Ti\beta$ составляет 45 ат. %, в $Ti\alpha$ – 50 ат. %. Область гомогенного твердого раствора распространяется от 22 до 35 ат. % Al, а область гомогенности γ -фазы – от 51 % Al и более. Растворимость титана в алюминии мала и находится в диапазоне от 0,024 % (по массе) при температуре 250 °С до 0,26 % при 665 °С. Растворимость алюминия в титане значительно лучше. При температуре 1460 °С может быть максимальная концентрация в 34,5 % [19].

В работах описывается, что интерметаллид Ti_3Al образуется из β -титана при температуре 1125°C [20]. Однако, есть данные, что реакция $\alpha\text{Ti}-\text{Ti}_3\text{Al}$ развивается при $850\ldots 1180^\circ\text{C}$ [21]. Кроме того, отмечается существование высокотемпературной фазы TiAl_2 (δ), которая при 1000°C распадается на соединения TiAl_2 и TiAl_3 . В соответствии с данными, образование соединения TiAl_3 происходит по перитектической реакции из жидкости и ζ -фазы при температуре 1395°C . ζ -фаза представляет собой соединение $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$, образующееся из жидкости и химического соединения TiAl при 1415°C . При 990°C ζ -фаза распадается на TiAl_2 и TiAl_3 [22], а охлаждение до 1175°C приводит образованию фазы TiAl_2 . При меньшей температуре в 780°C кристаллизуется соединение $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}$.

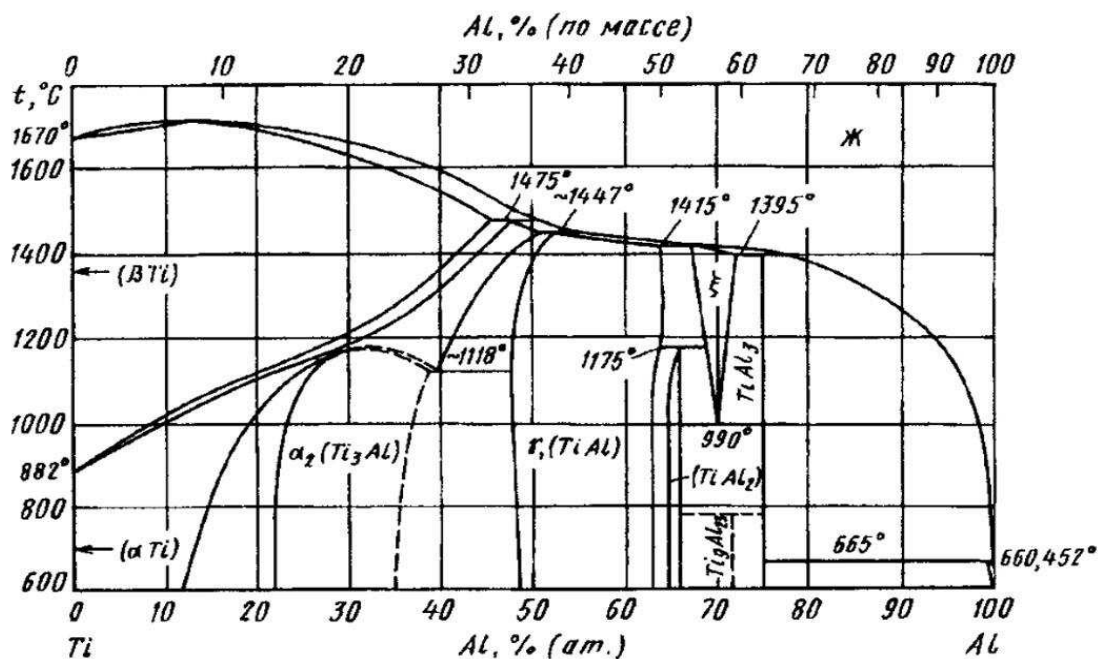


Рисунок 1.1 – Диаграмма состояния Ti-Al

Формирование соединений TiAl_2 , Ti_2Al_5 , $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ и $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}$ происходит из фазы TiAl при реакции жидкости с твердой фазой, а также в условиях твердофазного взаимодействия, но наиболее вероятным является образование фазы TiAl_3 . Формирование данного типа интерметаллидов энергетически и термодинамически более выгодно. По сравнению с TiAl и Ti_3Al фаза TiAl_3 имеет самое

низкое значение свободной энергии образования [23,24]. Интерметаллид Ti_3Al по строению своей кристаллической решетки близок к α -титану. Он имеет гексагональную кристаллическую решетку типа Ni_3Sn с параметрами $a = 0,5793$ нм и $c = 0,4655$ нм. Отличительной особенностью данного интерметаллида является строгое распределение атомов алюминия и титана по всему объему решетки, которая сохраняется до $1090^\circ C$ [25,26]. Плотность данного интерметаллида Ti_3Al составляет 4200 кг/м^3 . Механические свойства Ti_3Al значительно зависят от: микроструктуры, размера зерен, типа и количества примесей [27,28,29]. Временное сопротивление соединения может варьироваться в диапазоне от 200 до 600 МПа. Относительное удлинение образцов из соединений Ti_3Al очень мало и при комнатной температуре не превышает 1-2 %. Количество плоскостей скольжения в интерметаллиде мало, что приводит к локальному сдвигу. По этой причине происходит скопление большого количества дислокаций, являющихся центрами зарождения микротрещин в материале. Модули упругости интерметаллида – постоянные величины и составляют: $E = 140 \text{ ГПа}$, $G = 52,5 \text{ ГПа}$. Для увеличения пластичности соединения Ti_3Al целесообразно легирование такими металлами, как молибден, ниобий, тантал и другие [30]. Соединение $TiAl$ имеет тетрагональную кристаллическую решетку типа $AuCu$ с параметрами, $a = 0,3988$ нм и $c = 0,4079$ нм. Интерметаллид $TiAl$ по сравнению с Ti_3Al обладает меньшей плотностью ($\rho = 3800 \text{ кг/м}^3$), что связано с большим содержанием алюминия в его структуре. Упорядоченность атомов алюминия и титана в кристаллической решетке сохраняется до температуры плавления соединения $TiAl$ ($1450^\circ C$), что значительно повышает трудозатраты при обработке давлением [6]. Интерметаллид данного типа также характеризуется низкой пластичностью до 0,5 %. Пластическая деформация соединений $TiAl$ осуществляется скольжением одиночных дислокаций в трех направлениях, движение которых при комнатной температуре заблокировано. Авторы отмечают, что с повышением температуры до $700^\circ C$ пластичность материала возрастает, что объясняется разблокированием дислокаций и осуществлением деформации по механизму двойникования [31, 32]. Пластичность фазы $TiAl$ повышается за счет ее ком-

плексного легирования аналогичной группой металлов. На физико-механические свойства $TiAl$ влияют те же факторы, что и на аналогичные свойства интерметаллида Ti_3Al . Предел прочности материала находится в диапазоне 350 - 580 МПа [27, 33]. Модули упругости интерметаллида – постоянные величины и составляют $E = 175$ ГПа и $G = 67$ ГПа. При повышенных рабочих температурах соединение $TiAl$ ведет себя подобно интерметаллиду Ti_3Al . Нагрев материала до $700^{\circ}C$ способствует повышению пластических свойств материала до 30 % [34]. Кристаллическая решетка соединения $TiAl_3$ объемно-центрированная тетрагональная собственного типа с параметрами, $a = 0,5446$ нм и $c = 0,8608$ нм [35, 37]. Основные параметры строения данной кристаллической решетки приведены в работах [36, 38–40]. Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) материала находится в диапазоне $9,75 - 9,9 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹. Температура плавления интерметаллида – $1377^{\circ}C$. Основным преимуществом химического соединения $TiAl_3$ по сравнению с другими интерметаллидами системы $Ti-Al$ являются его низкая плотность ($\rho=3300$ кг/м³), высокие показатели упругости и коррозионной стойкости. Модули упругости интерметаллида – постоянные величины и составляют 156 ГПа и 90 ГПа.

Основной недостаток соединения $TiAl_3$, аналогичен всем остальным алюминидам титана, – низкая пластичность. Это объясняется ограниченной подвижностью дислокаций при низких температурах, низкой величиной поверхностной энергии, а также малым количеством систем двойникования и скольжения. Монолитный интерметаллид $TiAl_3$ является чрезвычайно хрупким материалом и разрушается при коэффициенте интенсивности напряжений 2 Мпа, а напряжение разрушения материала при изгибе и сжатии составляет 162 и 354 МПа соответственно [38, 40]

1.5 Структура и свойства фаз системы никель – алюминий

Фазовая диаграмма состояния двухкомпонентной системы «никель – алюминий» исследована достаточно подробно. Одна из ее наиболее часто ис-

пользуемых версий представлена на рисунке 1.2. Из немногих разногласий, касающихся вида этой диаграммы, следует отметить определение точных границ области фазы Ni_3Al [41]. Согласно диаграмме состояния, никель и алюминий способны образовывать между собой два твердых раствора и пять видов химических соединений: NiAl_3 , Ni_2Al_3 , NiAl , Ni_5Al_3 , Ni_3Al .

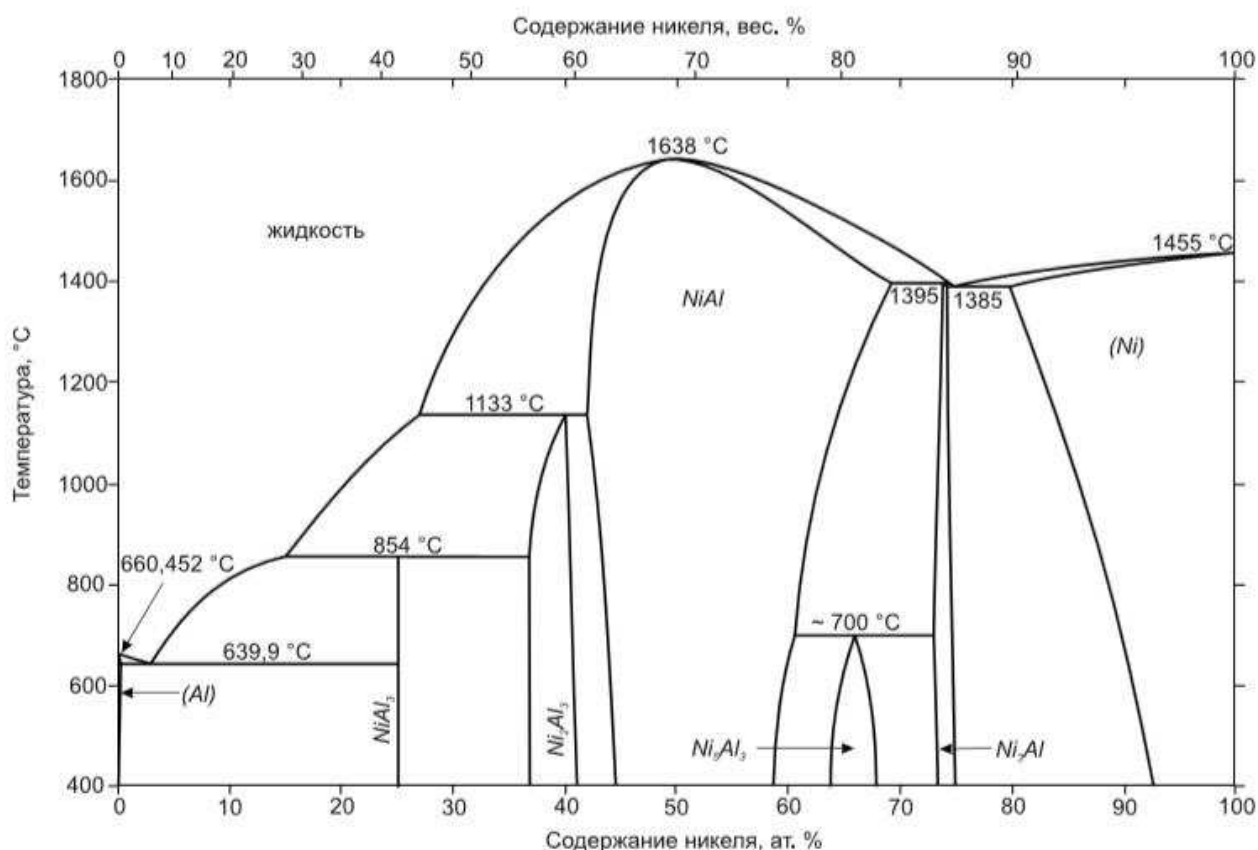


Рисунок 1.2 – Диаграмма состояния системы Ni-Al

Ранее было отмечено, что в системе «Al – Ni» имеется два типа твёрдых растворов: никеля в алюминии и алюминия в никеле. Растворимость никеля в твердой алюминиевой матрице невелика и составляет всего 0,05 вес. % при эвтектической температуре (640 °C), 0,028 вес. % при 600 °C и 0,006 вес. % при 500 °C [11]. В сплаве, содержащем 2,5...3,6 ат. % Ni, при 630...640 °C происходит эвтектическое превращение: жидкость \leftrightarrow твердый раствор $\text{Al}(\text{Ni}) + \text{NiAl}_3$ [17].

Таблица 1.2 – Микротвердость интерметаллидных фаз различного состава системы «Ni – Al» согласно различным источникам

Фаза	Твердость, МПа	Источник
NiAl ₃	8036	[42]
	7546	[43]
	5831	[44]
Ni ₂ Al ₃	11200	[45]
	9800	[42]
	7056	[46]
NiAl	4410	[47]
	3800	[48]
	3087	[49]
Ni ₃ Al	4300	[50]
	4155	[46]

Растворимость алюминия в никеле составляет не более 3,85 вес. % при 500 °С и 6 вес. % при температуре 750 °С [33, 34]. Максимальная растворимость алюминия в никеле имеет место при температуре 1385 °С и составляет, согласно диаграмме состояния, около 11 вес. %. Сплав на основе никеля, содержащий 13,6 вес. % Al, при температуре 1385 °С претерпевает эвтектическое превращение: жидкость ↔ твердый раствор Ni(Al) + AlNi₃ [45].

2 Методики исследований и испытаний

2.1 Методики изготовления образцов

2.1.1 Образцы алюминий – титан

Образцы композита получены сваркой взрывом многослойного пакета пластин технически чистого титана ВТ 1-0 и алюминия А5 толщиной 0,5 и 1 мм соответственно. Пакет из чередующихся 11 титановых и 12 алюминиевых пластин сваривали взрывом одним зарядом взрывчатого вещества аммонита 6ЖВ. Толщина слоя взрывчатого вещества составляла 45 мм, габариты пластин составили 80х80 мм. Скорость детонации оценена в 3600 м / с. Углы столкновения были установлены от 24° (для верхних пластин) до 6,2° (для нижних пластин). Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре фирмы «Bruker» в излучении меди. На рисунке 2.1 представлен график проведения эксперимента.

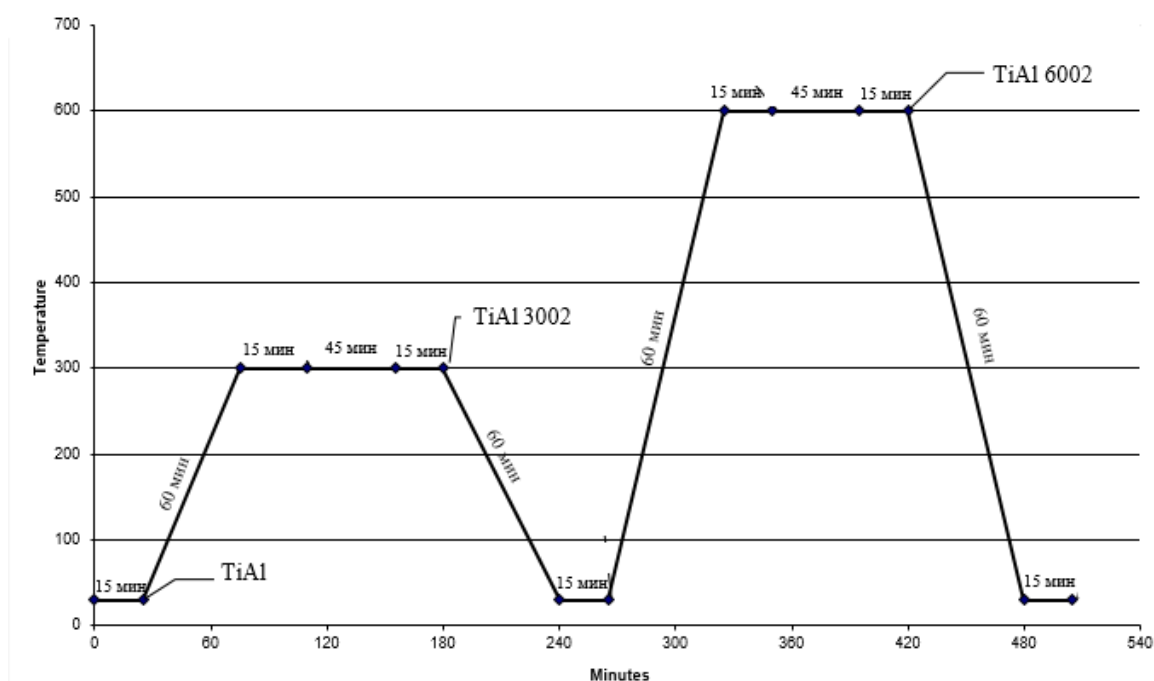


Рисунок 2.1 – График проведения эксперимента

Исследовали структуру переходных зон в плоскости поперечного среза (перпендикулярной слоям алюминия и титана) и структуру зоны контакта алюминия и титана после механического разделения композита по слоям. На рисунке 3.1 точкой TiAl обозначается время когда образец поместили в дифрактометр, в точке TiAl3002 была снята дифрактограмма после выдержки образца в течении 1 часа при температуре 300°C , точкой TiAl6002 отражает время образца TiAl после выдержки в течении 1 часа при температуре 600°C.

2.1.2 Образы никель – алюминий

Объектом исследования являются продукты твердофазных механохимических реакций, происходящие в зоне контакта разнородных материалов многослойного композита Al-Ni. В данной работе получили композит с помощью сварки давлением без нагрева металла.

Исходным материалом были пластины технически чистого алюминия марки А5 толщиной 0,5 мм и никеля марки НП2 толщиной 0,3 мм. Была сделана предварительная полировка пластин с помощью полировальной пасты АСМ 1/0 НОМ ГОСТ25593-83.

Далее был сформирована многослойная заготовка шириной 20 и длиной 40 мм состоящая из восьми пластин Ni и шести пластин Al из чередующихся между собой рисунок. 2.2а.

По заданным размерам была изготовлена оснастка: два пуансона диаметром 58 мм и высотой 30 мм. Пластины обезжиривались бензином. Затем восьмислойную заготовку поместили между пуансонами и с помощью гидравлического пресса обеспечили усилие 200 тонн с выдержкой в течение 5 секунд. В результате получили многослойный композит рисунок. 2.2б.

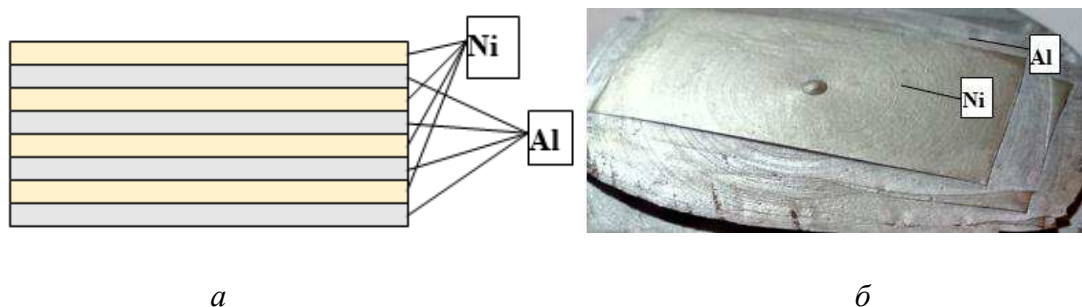


Рисунок 2.2 – Вид многослойного композита: *а* - схема многослойного слоистого композита, *б* - Фотография композита Ni-Al полученного в результате статической нагрузки

Разновидность гидравлического пресса усилием 200 тонн представлена на рисунке 2.3.



Рисунок 2.3 – Вид гидравлического пресса усилием 200 тонн

В процессе подготовки образцов мы руководствовались возможностью сравнить результаты наших исследований с исследованиями, полученными в работе [52]. В данном исследовании был рассмотрен метод подготовки многослойного образца полученного статической нагрузкой в течении одной минуты, в отличии от нашего случая, когда многослойный композит Ni-Al был получен при помощи метода холодной сварки в течении пяти секунд. В рассматриваемом исследовании полученные пластины Al и Ni помещались, чередуясь между

собой в прессовальную установку ИП-250М-авто. На слоистый образец было оказано статическое давление в течении одной минуты. В результате испытания был получен многослойный Ni-Al композит, изображенный на рисунке 2.4 [53].



Рисунок 2.4 – Фотография композита Ni-Al полученного в результате динамической нагрузки [53]

В соответствии с нашей рабочей гипотезой продукты механохимических реакций в условиях статической и динамической нагрузки должны различаться.

2.2 Методы металлографического контроля

Задачей металлографических исследований является установление взаимосвязи между качественными и количественными характеристиками структуры, с одной стороны, и механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами материалов с другой. Исследования микроструктуры проводили путем визуального наблюдения и фотографирования микроструктуры непрозрачных объектов в отраженном свете на металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m и при увеличениях от 50 до 1000 крат. Фотосъемку проводили при помощи специального устройства цифровой визуализации изображений AxioCam MRc5. На рисунке 2.5 представлен люминесцентный инвертированный микроскоп проводящего света Carl Zeiss Axio Observer Z1m. Он служит для исследования в проводящем и отраженном свете. Позволяет проводить исследования методами светового поля, фазового контраста, дифференци-

ального контраста (DIC), контраста VAREL, контраста PlasDic в проходящем свете и флуоресценции [24].

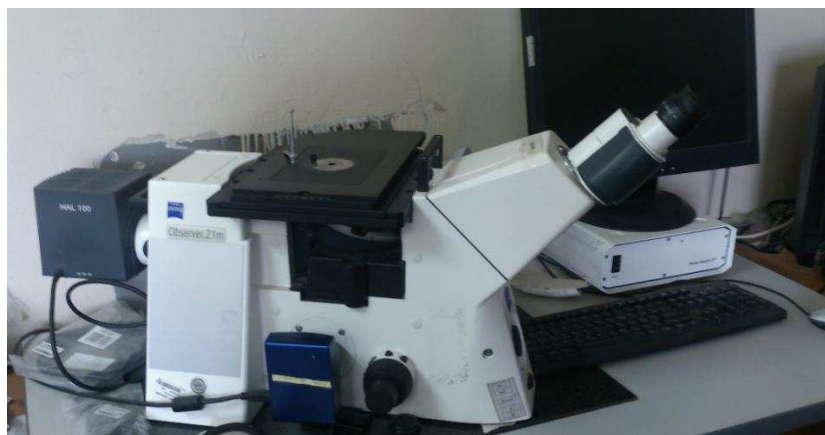


Рисунок 2.5 – Люминесцентный инвертированный микроскоп проводящего света
Carl Zeiss Axio Observer Z1m

Общий вид, устройство, принцип работы РЭМ HITACHI TM 3000. РЭМ HITACHI TM 3000 изображен на рисунке 2.6, предназначен для исследования изломов и микроструктуры материалов различного назначения.

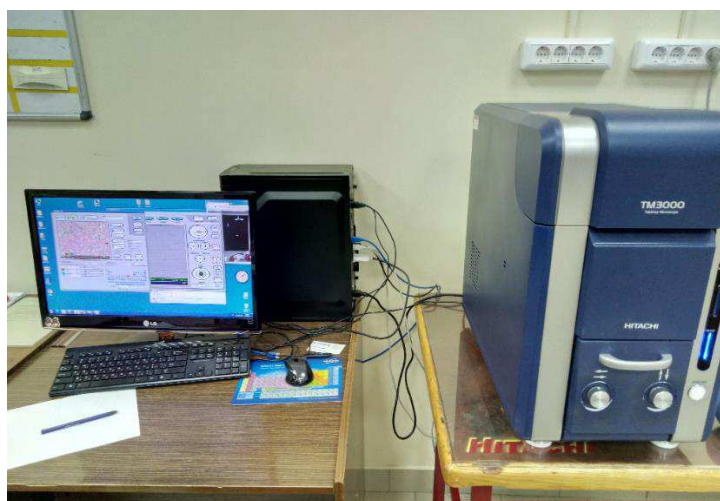


Рисунок 2.6 – Общий вид РЭМ HITACHI TM1000

Режим низкого вакуума позволяет исследовать непроводящие образцы без предварительного напыления проводящего слоя. Удобный графический

пользовательский интерфейс и невероятная простота в обслуживании действительно делают этот прибор надежным помощником в решении аналитических задач в полевых условиях. Для использования прибора не требуется специальной подготовки помещений и высокой квалификации персонала. Функции автоматической настройки фокуса и контраст позволяют начать работу сразу же после включения прибора.

Для того что бы исследовать пластины, композит пришлось разрезать и взять пластины из центральной части. Затем они были помещены на предметный столик растрового электронного микроскопа слева алюминиевая пластина, а справа никелевая рисунок 2.7.

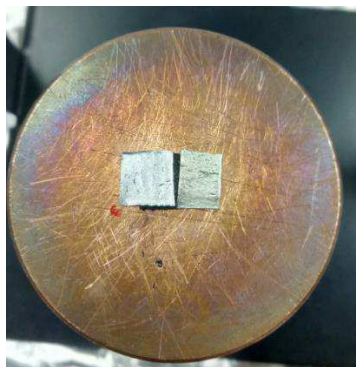


Рисунок 2.7 – Фотография подготовки пластин для просмотра на растровом электронном микроскопе

Компактный и гибкий сканирующий электронный микроскоп серии ТМ 3000 гарантирует высокое разрешение, качество изображения и увеличение. Они значительно превосходят по своим возможностям обычные оптические микроскопы (увеличение – до 30000 раз). Они были разработаны для быстрого получения результатов без специальной подготовки образцов и могут быть использованы во многих областях применения, в том числе в пищевой и фармацевтической промышленности, медицине, материаловедении, технологии полупроводников и образовании.

Электронный пучок, формируемый электромагнитными линзами в тонкий зонд, взаимодействует с поверхностью образца. Вторичные и отраженные электроны фиксируются твердотельным детектором, на экране монитора за счет фазового и топографического контраста формируется изображение. Изображение сохраняется в файл с расширением *.bmp*, *.jpg*, *.gif*.

2.3 Измерение микротвердости

Испытание на микротвердость применяется при определении твердости таких объектов, которые не могут быть испытаны обычно применяемыми методами (по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу), а именно мелких деталей приборов, тонких полуфабрикатов (лент, фольги, проволоки), тонких слоев, получающихся в результате химико-термической обработки (азотирования, цианирования и др.) и гальванических покрытий, поверхностных слоев металла, изменивших свои свойства в результате снятия стружки, давления, трения.

Микротвердость определяют вдавливанием алмазной пирамиды. Для испытания на микротвердость применяют прибор ПМТ–3 рисунок 2.8.



Рисунок 2.8 – Микротвердомер ПМТ–3

Для изучения свойств и превращений в сплавах необходимо не только знать «усредненную» твердость, представляющую твердость в результате суммарного влияния присутствующих в сплаве фаз и структурных составляющих, но и определять твердость отдельных фаз и структур сплава.

Измерение микротвердости проводится согласно ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» [46].

2.4 Рентгенофазовый анализ

Рентгенографические исследования проводили на дифрактометре фирмы Bruker рисунок 2.9



Рисунок 2.9 – Фотография дифрактометра Bruker

Рентгенографический анализ – это совокупность методов исследования кристаллических веществ, основанных на отражении ими рентгеновских лучей. Рентгенографический анализ имеет несколько самостоятельных направлений: рентгеноструктурный анализ, задача которого состоит в нахождении точных позиций атомов в кристаллической решетке; рентгенофазовый анализ, задача которого состоит в идентификации кристаллических веществ (фаз), входящих в

состав анализируемого материала; определение размеров частиц и степени микроискажений кристаллической решетки. В основе наиболее интересного для нас рентгенофазового анализа (РФА), используется явление дифракции рентгеновских лучей. Явления, аналогичные дифракции света на дифракционной решетке, могут наблюдаться при попадании на кристалл лучей, длина волны которых примерно равна межатомным расстояниям. В этом случае кристалл можно рассматривать как дифракционную решетку, поскольку плоскости, на которых рассеивается излучение, расположены в нем строго периодически. Дифракционная картина возникает при облучении кристаллических веществ рентгеновскими лучами, электронами и нейтронами. Рентгеновское излучение наиболее часто используется для изучения строения кристаллических объектов, однако электрография и нейтронография также имеют свои весьма важные области применения. При проведении рентгеновских исследований часто используют характеристическое $K\alpha$ – излучение, испускаемое медью ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). При дифракции рентгеновских лучей атомы и ионы кристаллов служат как бы вторичными источниками излучения. При этом считается, что:

1) Электроны атома рассеивают как свободные электроны, т.е. связь с ядром слабая;

2) Период движения электрона по орбите намного больше периода колебаний падающего излучения, т.е. рассеяние происходит на неподвижном электроны. Кристалл представляют, как пространственную структуру, состоящую из параллельных, равноотстоящих друг от друга плоскостей (hkl). В соответствии с расположением атомов в кристаллической решетке систему параллельных плоскостей можно проводить различным образом, при этом будут различными расстояния d_{hkl} между соседними плоскостями (hkl), эти расстояния называются межплоскостными.

Идентификация химических элементов и соединений основана на характерном межплоскостном расстоянии. По определенному из рентгенограммы углу 2θ можно вычислить характерное для данного элемента или соединения межплоскостное расстояние d . В настоящее время составлено множество таб-

лиц значений d , позволяющих идентифицировать не только тот или иной химический элемент или соединение, но и различные фазовые состояния одного и того же вещества. Кроме того, рентгенофазовый анализ позволяет вычислять размеры наночастиц. Наиболее популярным методом является метод Дебая-Шеррера. В нем используется поликристаллический образец, состоящего из многочисленных мелких кристаллов случайной ориентации, среди которых имеются и удовлетворяющие условию Брэгга - Вульфа. $2d \sin \lambda \theta = n \lambda$: n -целое неотрицательное число, λ -длина волны рентгеновского излучения, d -межплоскостное расстояние

2.5 Испытание на одноосное статическое растяжение

Испытания на растяжение – один из самых распространенных видов механических испытаний. Тщательно подготовленный образец помещают в захваты мощной машины, которая прикладывает к нему растягивающие усилия. На рисунке 2.10 представлен испытательный комплекс LFM 20.



Рисунок 2.10 – Испытательный комплекс LFM 20

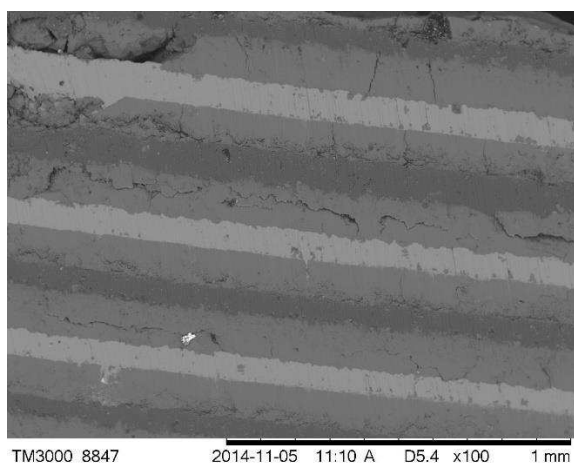
Испытание на статическое одноосное растяжение проводится в соответствии с ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств» [47].

3 Исследовательская часть

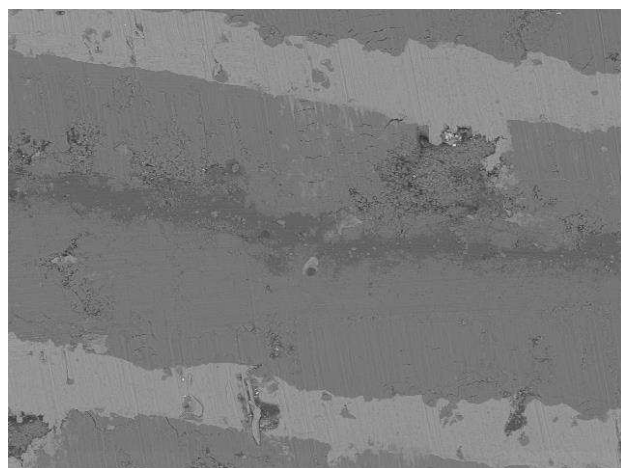
3.1. Исследование структуры и свойств в зоне контакте алюминия и титана

3.1.1 Результаты металлографических исследований

На рисунке 3.1, *а* изображен общий вид композита титан-алюминий с прослойками интерметаллидных фаз, увеличенное изображение слоев композиционного материала титан-алюминий с интерметаллидными прослойками представлено на рисунке 3.1, *б*.



а



б

Рисунок 3.1 – Микроструктура образца Ti-Al: *а* - общий вид с прослойками интерметаллидных фаз, *б* - увеличенное изображение интерметаллидных прослоек

На рисунке 3.2 изображен энергодисперсионный анализ образца титан-алюминий, который был получен сваркой взрывом. На рисунке 3.2, *а* спектр, показывающий слой алюминия, а на рисунке 3.2 *б* спектр, показывающий интерметаллидные прослойки титана.

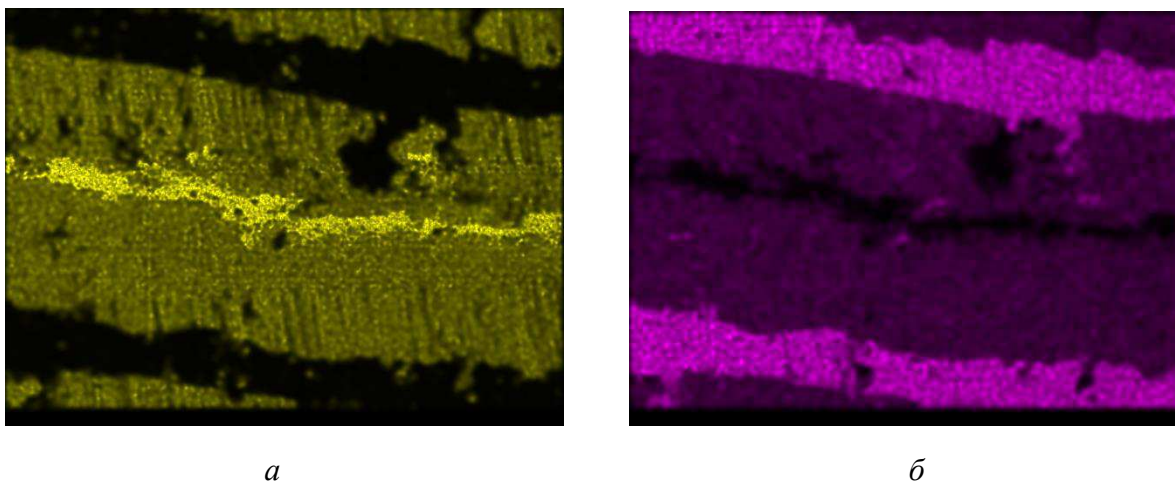


Рисунок 3.2 – Энергодисперсионные спектры Ti-Al: *а* - спектр, снятый в лучах алюминия, *б* - спектр, снятый в лучах титана

На рисунке 3.3 изображена линия сканирования, проведенная перпендикулярно слоям композиционного материала алюминий-титан полученная с помощью растрового электронного микроскопа

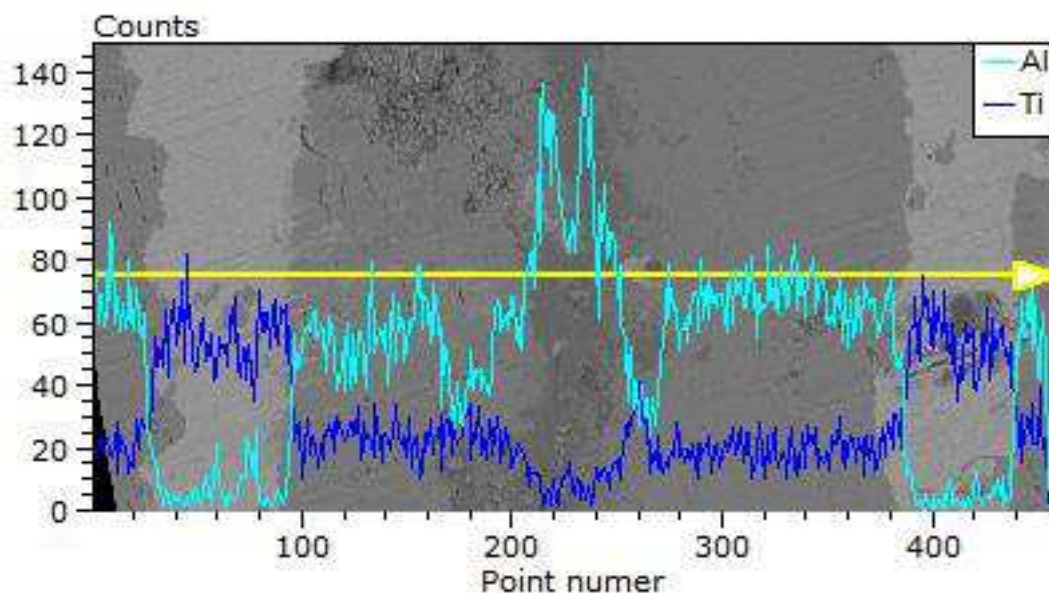


Рисунок 3.3 – Линия сканирования, проведенная перпендикулярно слоям композиционного материала алюминий-титан

Таким образом результаты металлографического анализа показывают, что в процессе твердофазного взаимодействия алюминия и титана в результате интенсивной пластической деформации произошло интенсивное взаимопроник-

новение компонентов и образование в зоне взаимодействия значительных прослоек интерметаллидных фаз

Представляет интерес тип полученных интерметаллидных фаз который был исследован с помощью рентгеновской дифрактометрии

3.1.2 Результаты рентгенографических исследований

На рисунке 3.4 представлена рентгеновская дифрактограмма образца, не подвергнутого термической обработки снятая непосредственно после сварки взрывом. Положение, соответствующее этому образцу отмечено точкой TiAl на рисунке 2.1

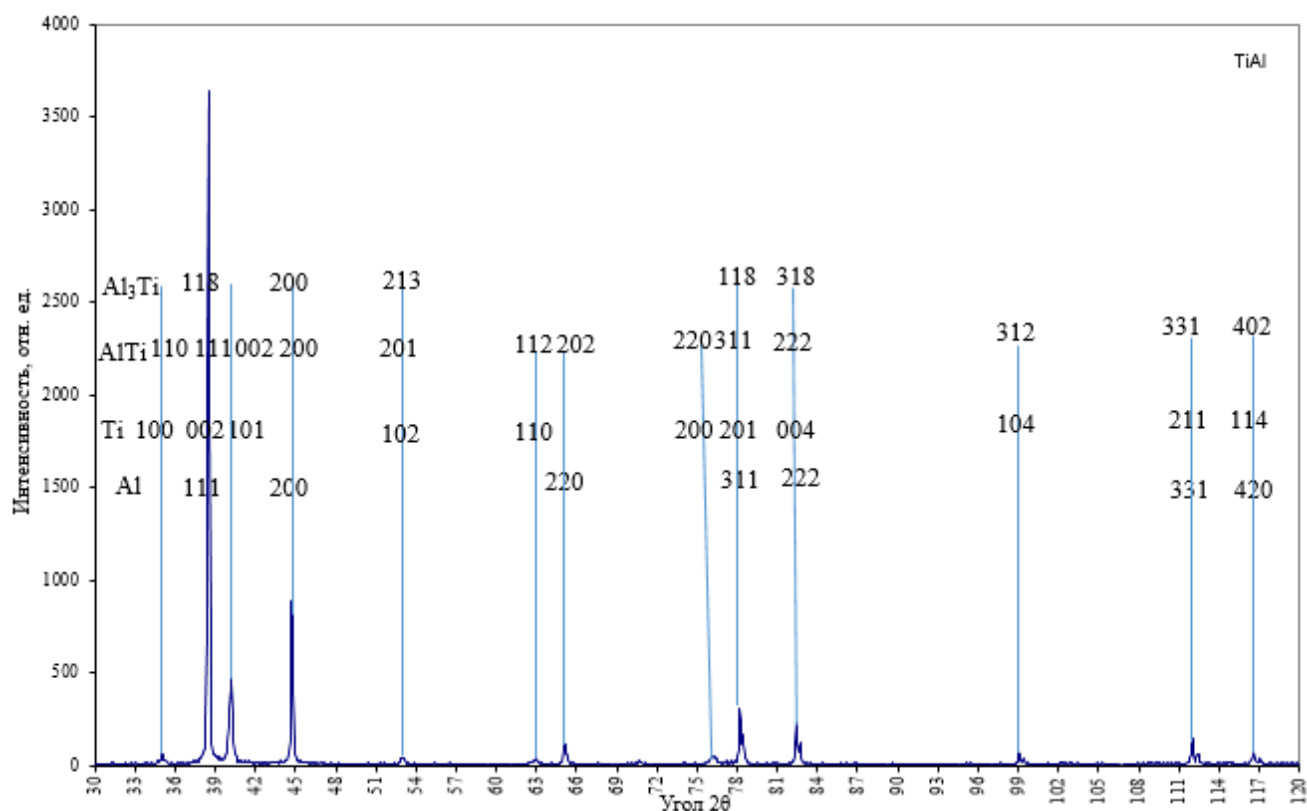


Рисунок 3.4 – Рентгеновская дифрактограмма от образца Ti-Al после сварки взрывом (точка TiAl на рисунке 2.1)

В таблице 3.1 представлены результаты расшифровки дифракционной картины рисунка 3.4

Таблица 3.1 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей, приведенных на рисунке 3.4

№	2tetha	I, мм	Tetha	Sin tetha	d	Al , hkl	Ti, hkl	AlTi. hkl	Al ₃ Ti, hkl
1	35,5	3	17,75	0,30	2,57	-	100	110	-
2	38,5	140	19,25	0,33	2,34	111	002	111	118
3	40	19	20	0,34	2,27	-	101	002	-
4	44,8	34	22,4	0,38	2,03	200	-	200	200
5	53	2	26,5	0,45	1,75	-	102	201	213
6	63	1,5	31,5	0,52	1,48	-	110	112	-
7	65,5	5	32,75	0,54	1,43	220	-	202	-
8	76,2	2	38,1	0,62	1,24	-	200	220	-
9	78,2	12	39,1	0,63	1,22	311	201	311	118
10	78,3	7	39,15	0,63	1,22	-	201	-	-
11	82,8	9	41,4	0,66	1,17	222	-	222	318
12	83	6	41,5	0,66	1,17	-	004	-	-
13	99	3	49,5	0,76	1,01	-	104	312	-
14	99	2	49,6	0,76	1,01	-	-	004	-
15	112	6	56	0,83	0,93	331	-	331	-
16	112,4	3	56,2	0,83	0,93	-	211	-	-
17	116,8	3	58,4	0,85	0,91	-	114	-	-
18	117	1,5	58,5	0,85	0,91	420	-	402	-

Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей от образца алюминий титан полученного сваркой взрывом не подвергнутого термической обработки показала, что помимо линий чистых исходных компонентов - алюминия и титана на дифракционной картине наблюдаются интерметаллидные фазы - AlTi , Al₃Ti.

На рисунке 3.5 представлена рентгеновская дифрактограмма образца TiAl после выдержки в течении 1 часа при температуре 300°C. На рисунке 3.1 отмечена точкой TiAl3002.

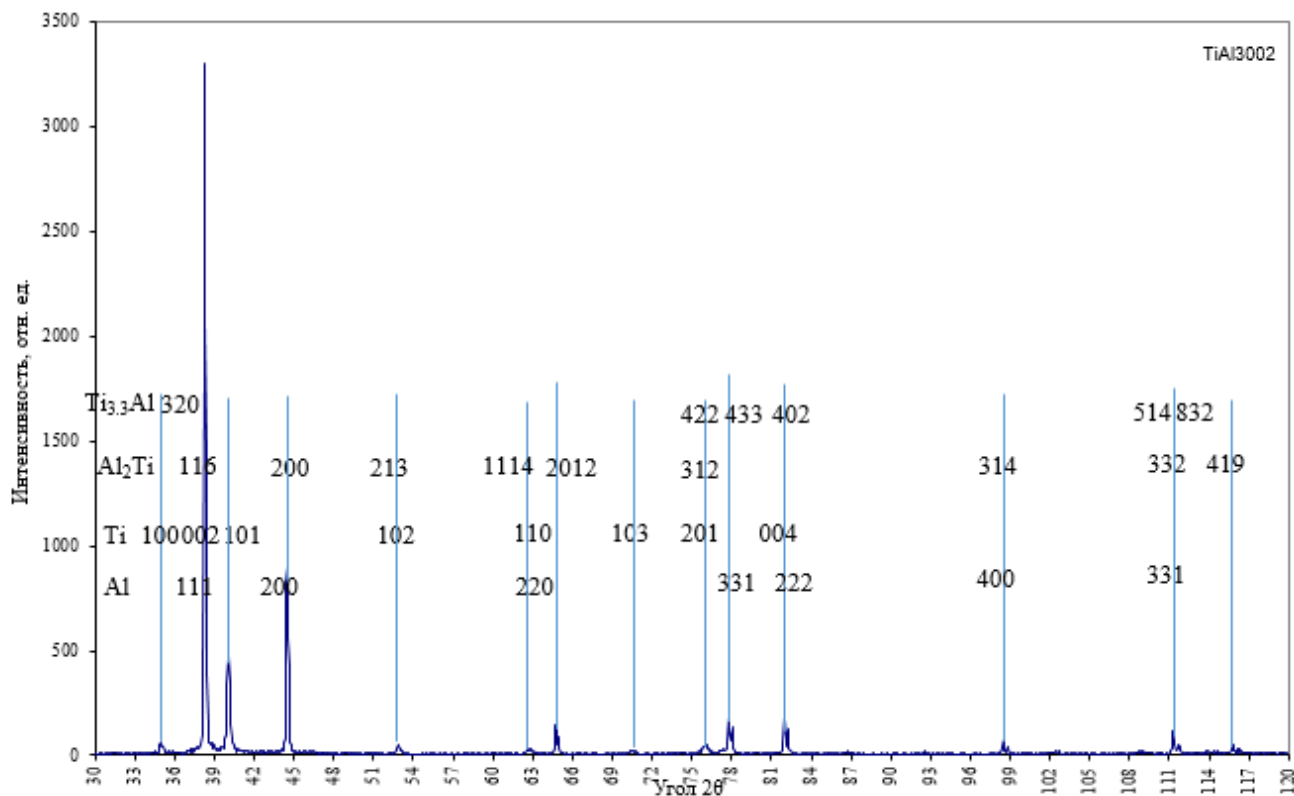


Рисунок 3.5 – Рентгеновская дифрактограмма от образца Ti-Al после выдержки в течении 1 часа при температуре 300°C и ее расшифровка (точка TiAl3002 на рисунке 2.1)

Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей от образца алюминий титан подвергнутого термической обработки показала, что помимо линий чистых исходных компонентов - алюминия и титана на дифракционной картине наблюдаются интерметаллидные фазы - Al₂Ti, Ti_{3.3}Al.

В таблице 3.2 представлены результаты расшифровки дифракционной картины рисунка 3.5

Таблица 3.2 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей, приведенных на рисунке 3.5

№	I, мм	2tetha	Tetha	Sin tetha	d	Al, hkl	Ti, hkl	Al ₂ Ti,hkl	Ti _{3.3} Al, hkl
1	87,5	34,9	17,45	0,30	2,57		100	-	320
2	3425	38,1	19,05	0,32	2,37	111	002	116	-
3	499	39,8	19,9	0,34	2,26		101	-	-
4	926	44,49	22,24	0,37	2,08	200	-	200	-
5	43,75	53,1	26,55	0,45	1,71		102	213	-
6	21,875	62,7	31,35	0,52	1,48		110	1114	-
7	177	64,5	32,25	0,53	1,45	220	-	2012	-
8	21	70,5	35,25	0,58	1,33		103	-	-
9	87,7	76	38	0,62	1,24		201	312	-
10	252	77,75	38,88	0,63	1,22	311	-	-	422
11	177	78	39	0,629	1,224		-	-	333
12	178	81,89	40,945	0,655	1,175		004	-	-
13	172	82,5	49,25	0,659	1,168	222	-	-	402
14	87,5	98,5	49,25	0,757	1,017		-	3114	-
15	48	98,75	49,375	0,758	1,015	400	-	314	-
16	175	111,25	55,625	0,825	0,933		-	332	514
17	25	111,75	55,875	0,827	0,931	331	-	-	832
18	14,5	115,58	57,79	0,846	0,91		-	3215	-
19	5	116,2	58,1	0,848	0,9		-	419	-

На рисунке 3.6 представлена рентгеновская дифрактограмма образца TiAl после выдержки в течении 1 часа при температуре 600°C. На рисунок 1 отмечена точкой TiAl6002

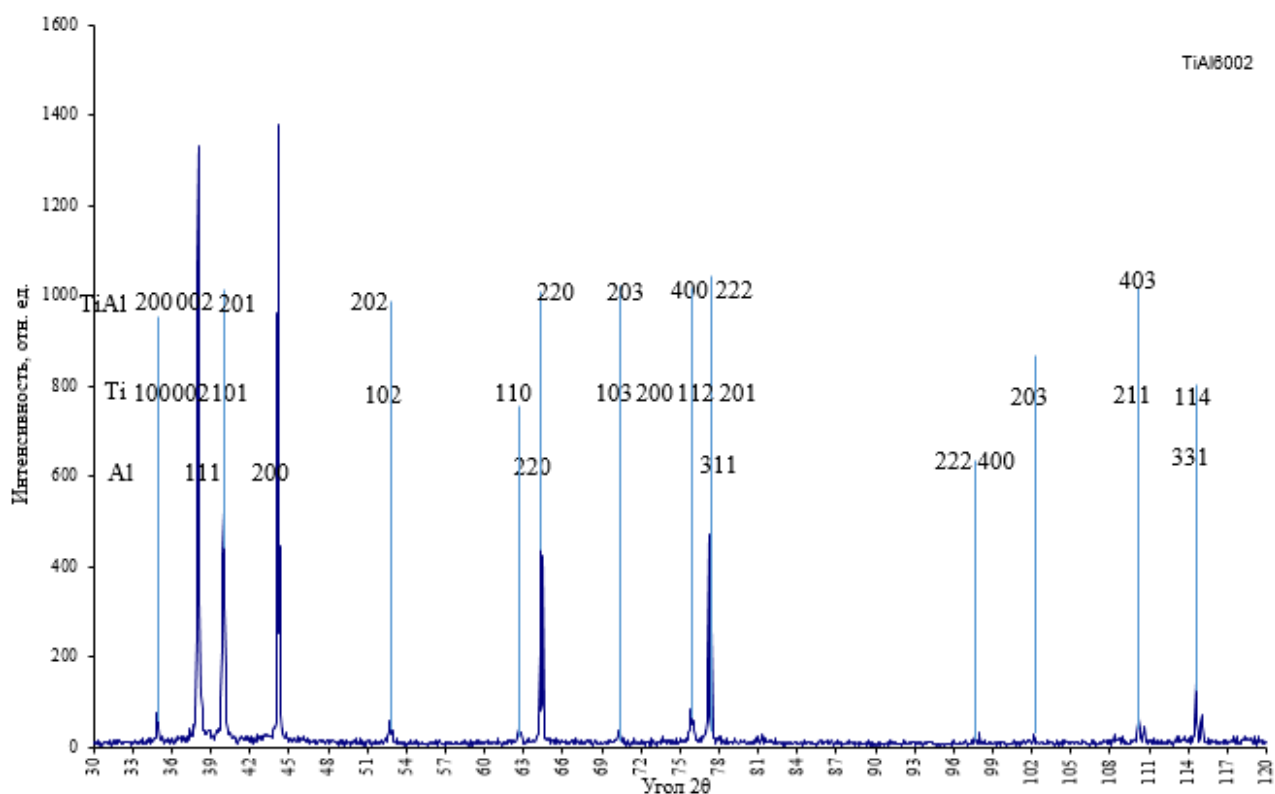


Рисунок 3.6 – Рентгеновская дифрактограмма от образца Ti-Al после выдержки в течении 1 часа при температуре 600 °С и ее расшифровка (точка TiAl6002 на рисунке 2.1)

Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей от образца алюминий титан подвергнутого длительной термической обработки показала, что помимо линий чистых исходных компонентов - алюминия и титана на дифракционной картине наблюдаются интерметаллидные фазы – TiAl.

В таблице 3.3 представлены результаты расшифровки дифракционной картины рисунка 3.6

Таблица 3.3 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей, приведенных на рисунке 3.6

№	I, мм	2tetha	Tetha	Sin tetha	d	Al, hkl	Ti, hkl	TiAl, hkl
1	75	35	17,5	0,3	2,57	-	100	200
2	1340	38	19	0,33	2,33	111	002	-
3	40	38,9	19,45	0,33	2,33	-	-	002
4	540	40	20	0,34	2,26	-	101	201
5	1390	44,3	22,15	0,38	2,03	200	-	-
6	50	52,6	26,3	0,44	1,75	-	-	202
7	20	53	26,5	0,45	1,71	-	102	-
8	35	62,5	31,25	0,52	1,48	-	110	-
9	640	64,3	32,15	0,53	1,45	220	-	-
10	410	64,5	32,25	0,53	1,45	-	-	220
11	30	70	35	0,57	1,35	-	103	-
12	20	70,1	35,05	0,57	1,35	-	-	203
13	75	75,9	37,95	0,61	1,26	-	200	-
14	55	76	38	0,62	1,24	-	112	-
15	480	77,3	38,65	0,62	1,24	-	-	400
16	70	77,5	38,75	0,63	1,22	311	201	222
17	40	97,8	48,9	0,75	1,02	222	-	-
18	20	98	49	0,76	1,01	400	-	-
19	15	102,1	51,05	0,78	0,99	-	203	-
20	50	110	55	0,82	0,94	-	211	-
21	30	110,5	55,25	0,82	0,94			403
22	160	115	57,5	0,84	0,92	331		
23	60	114,5	57,25	0,84	0,92		114	

На рисунке 3.7 изображен график на котором показано как с повышением температуры менялся фазовый состав многослойного композиционного материала Ti-Al.

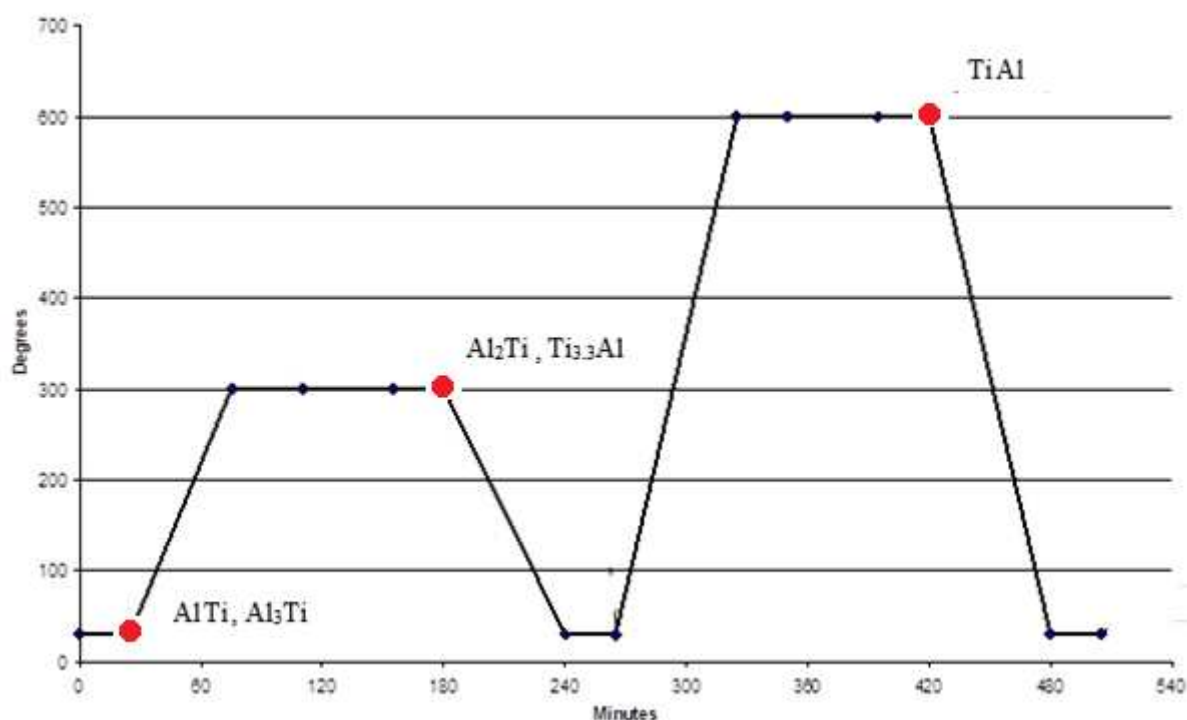


Рисунок 3.7 – График изменения фазового состава

Сравнительный анализ изменения фазового состава образцов титан – алюминий после термической обработки представлен на рисунке 3.7, из которого можно видеть, что непосредственно после сварки взрывом и до термической обработки в структуре композита наблюдается фазы AlTi, Al₃Ti. Согласно работе [52] и фаза AlTi, Al₃Ti относятся к стабильным фазам. Они так же присутствуют на равновесной диаграмме состояния. Возникновение в зоне контакта интерметаллида AlTi может быть достаточно легко объяснено стехиометрическим соотношением компонентов в нем, соответствующем свободному взаимодействию чистых алюминия и титана. Возникновение интерметаллида Al₃Ti объясняется тем, что согласно работе [52] он обладает наименьшей свободной энергией. Фаза Al₃Ti, является наиболее стабильной фазой, существующей после выдержки при повышенных температурах.

В результате нагрева многослойного композита до 300 °C произошло существенное изменение фазового состава (рисунок 3.7). В структуре образуется новый интерметаллид Al₂Ti. Согласно литературному источнику [51] фаза Al₂Ti

обладает наименьшей свободной энергией образования (рисунок 3.8). Однако при этом согласно диаграмме состояния титан – алюминий фаза Al_2Ti имеет узкий концентрационный диапазон существования. Это ограничивает возможность формирования этой фазы в процессе сварки взрывом. Однако можно предположить, что непосредственно при сварке формируются зародыши указанной фазы, достаточно мелкие что бы не выявляться рентгеновским анализом.

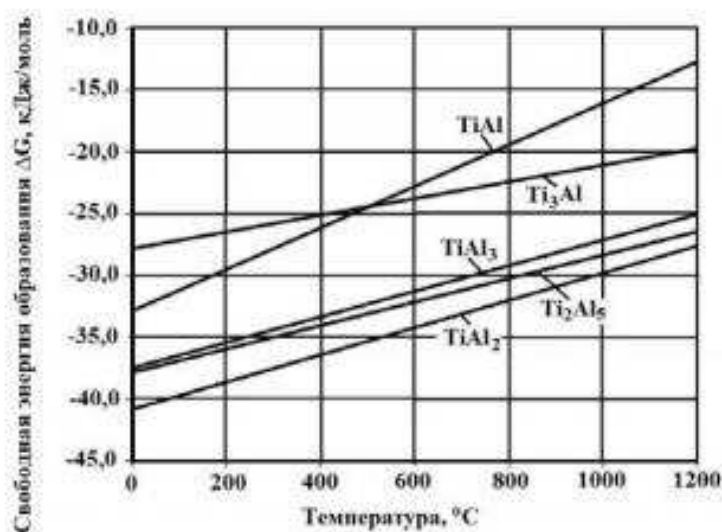


Рисунок 3.8 – Изменение свободной энергии при образовании интерметаллидов при различных температурах [52]

В результате нагрева до 300 °C указанные зародыши фазы Al_2Ti получают возможность к активному росту. Этому же способствует низкая свободная энергия образования этого интерметаллида.

Следует обратить внимание что интерметаллид Al_3Ti в равновесных условиях при комнатной температуре является неустойчивым и распадается на серию фаз в том числе на фазу Al_2Ti содержащей меньшее количество титана. В процессе распада фазы Al_3Ti избыточный титан присоединяется к интерметаллиду AlTi и таким образом формируют фазу $\text{Ti}_{3,3}\text{Al}$.

Таким образом может быть объяснен набор интерметаллидных фаз наблюдаемый в нашем эксперименте при нагреве композита Al-Ti до 300 °C

Рассмотрим теперь фазовый состав этого композита, формирующиеся при нагреве до 600 °С. Заметим, что структура композита формировалась не только под действием высоких температур, но также и в течении длительного времени, составившего 420 минут или 7 часов (рисунок 2.1). Высокие температуры и значительное время выдержки при них способствовали максимально полному протеканию диффузионных процессов, приведших материал в состояние, максимально близкое к равновесному. Именно этим может быть объяснено изменение фазового состава композита. В третьем образце (рисунок 3.7) помимо исходных компонентов наблюдается только интерметаллид TiAl. Образование именно этого интерметаллида объясняется естественным диффузионным взаимодействием чистых компонентов в условиях, близких к равновесным.

3.1.3 Результаты механических испытаний

Были проведены опыты на растяжение трехслойных и пятислойных образцов данного композита. На рисунке 3.8 представлена диаграмма растяжения для пятислойного образца на рисунке 3.9 для трехслойного образца. В таблицах 3.4 и 3.5 приведены результаты измерений растяжения [52].

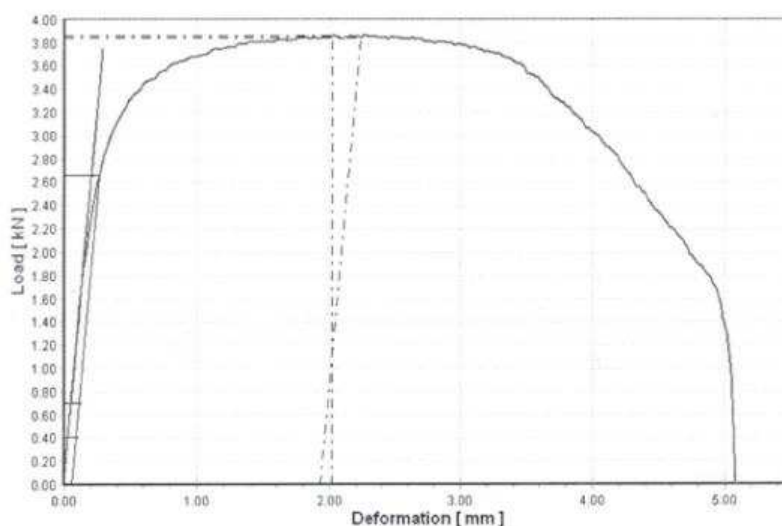


Рисунок 3.8 – Диаграмма растяжения пятислойного композита [52].

В таблице 3.4 приведены результаты измерений пятислойного композита [52].

Таблица 3.3 – Результаты измерений пятислойного композита.

Описание	Результат
Ширина × Толщина ($Ш \times T$)	10.08×1.14 (мм)
Начальное сечение (S_0)	11.49 (мм)
Расчетная длина (L_0)	27.27 (мм)
Длина после разрыва L_u (L_k)	31.55 (мм)
Диаметр после разрыва D_u (D_k)	0.00 (мм)
Предел текучести при 0,20 % (R_p)	231.10 (МПа)
Предел прочности (R_m)	336.78 (МПа)
Удлинение при разрушении (A)	15.69 (%)
Сужение при разрушении (Z)	46.2 (%)

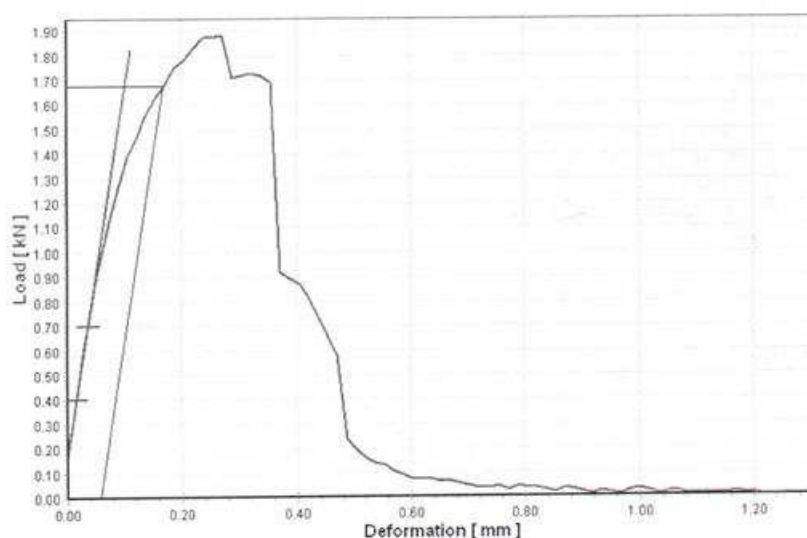


Рисунок 3.9 – Диаграмма растяжения трехслойного композита [52].

В таблице 3.5 приведены результаты измерений трехслойного композита [52].

Таблица 3.5 – Результаты измерений трехслойного композита

Описание	Результат
Ширина × Толщина ($Ш \times T$)	9.58×2.10 (мм)
Начальное сечение (S_0)	20.12 (мм)
Расчетная длина (L_0)	28.52 (мм)
Длина после разрыва L_u (L_k)	29.54 (мм)
Диаметр после разрыва D_u (D_k)	0.00 (мм)
Предел текучести при 0,20 % (R_p)	83.48 (МПа)
Предел прочности (R_m)	93.61 (МПа)
Удлинение при разрушении (A)	3.93 (%)
Сужение при разрушении (Z)	0.00 (%)

Данные опыта показывают, что 5-ти слойный образец дает результат практически как Ti (300 – 450 МПа) а 3-х слойный в несколько раз меньше. Из анализа электронно микроскопических изображений следует, что продукт реакции титана с алюминием является очень хрупким и легко растрескивается. Это проявляется и при испытании образцов на растяжении: те образцы где больше хрупкой фазы легко разрушались в отличии от тех фрагментов образца где фрагментов хрупкой фазы было меньше [52].

3.2 Исследование структуры и свойств в зоне контакта никеля и алюминия

3.2.1 Результаты металлографических исследований

Проводили исследование структуры поперечного среза многослойного композита Al-Ni, полученная методом холодной сварки при динамической нагрузке в гидравлическом прессе. На рисунке 3.10 представлено изображение микроструктуры поперечного среза образца Al-Ni полученное методом оптической микроскопии.

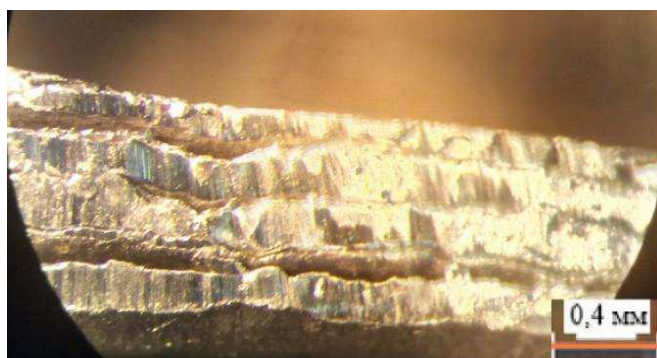


Рисунок 3.10 – Микроструктура поперечного среза образца Al-Ni, после динамической нагрузки

На рисунке 3.11 представлены результаты исследований поверхности алюминиевой пластины, отделенной от многослойного композита, проведенных с помощью растрового электронного микроскопа. Темные участки под-

тверждают наличие никелевых интерметаллидных фаз на алюминиевой пластине.

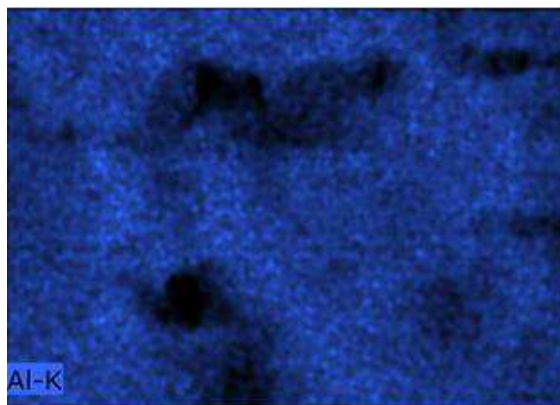
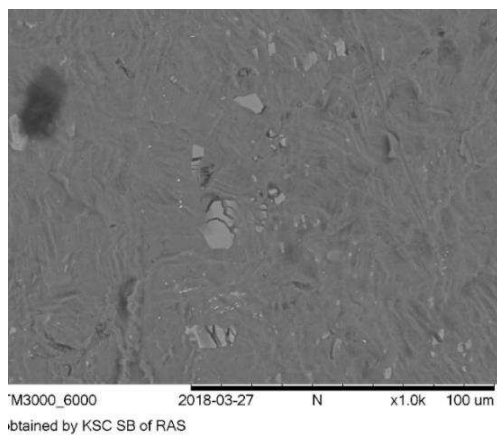
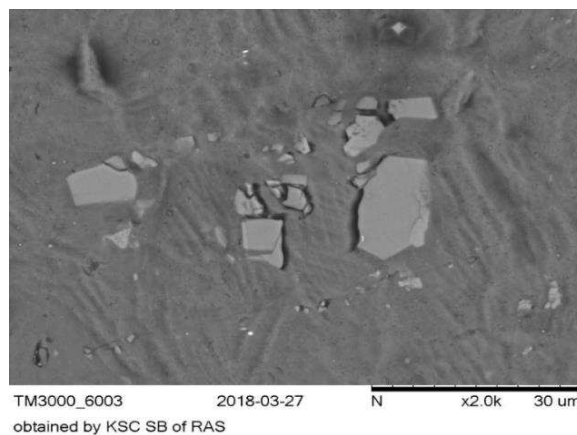


Рисунок 3.11 – Энергодисперсионный спектр, полученный от алюминиевой пластины в лучах алюминия

Структура, полученная с алюминиевой пластины, показывает выраженные интерметаллидные включения никелевой фазы. Мы можем наблюдать их на рисунке 3.12, *а*, *б* и рисунке 3.13.



а



б

Рисунок 3.12 – Микроструктуры поверхности алюминиевой пластины: *а* - никелевые интерметаллидные фазы; *б* – укрупненное изображение интерметаллидных фаз

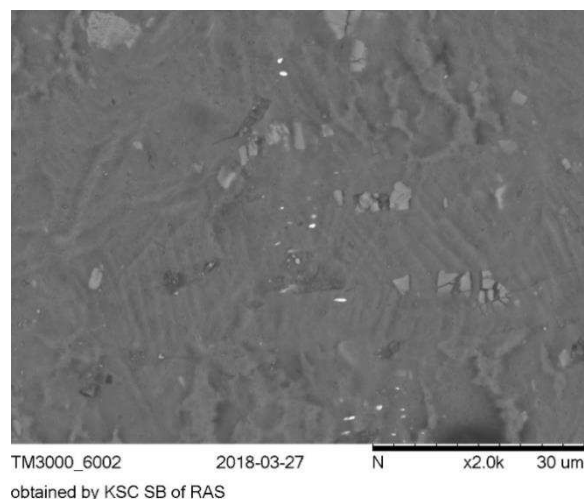


Рисунок 3.13 – Микроструктура от алюминиевой пластины, на которой обнаружены никелевые интерметаллидные фазы

На рисунке 3.14 представлены результаты исследований, проведенных с помощью растрового электронного микроскопа. Энергодисперсионный анализ в лучах алюминия подтверждает наличие алюминиевых интерметаллидных фаз на никелевой пластине.

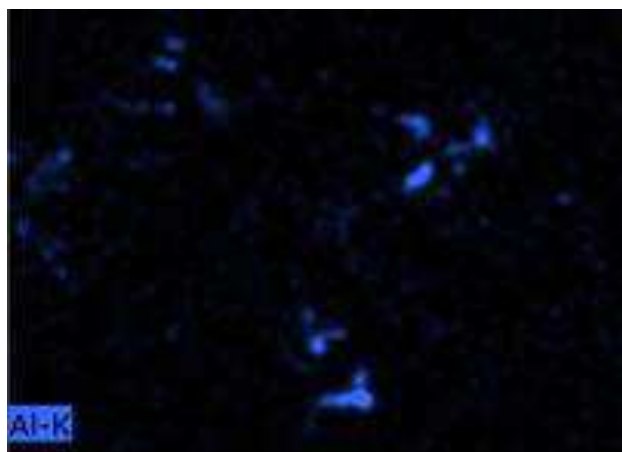


Рисунок 3.14 – Энергодисперсионный спектр, полученный от никелевой пластины в лучах алюминия

Линия сканирования, проведенная через никелевую частицу на поверхности алюминия приведена на рисунке 3.15.

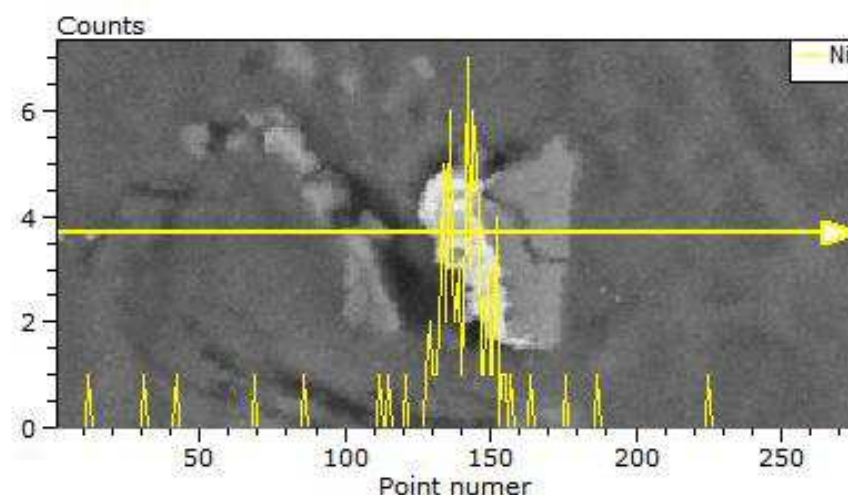


Рисунок 3.15 – Линия сканирования, проведенная через никелевую частицу на поверхности алюминия

На рисунке 3.16, *а* показаны включения, обогащенные алюминием на поверхности никелевой пластины. Энергодисперсионные спектры, представленные на рисунке 3.16, *б* подтверждают наличие алюминия на поверхности никелевой пластины.

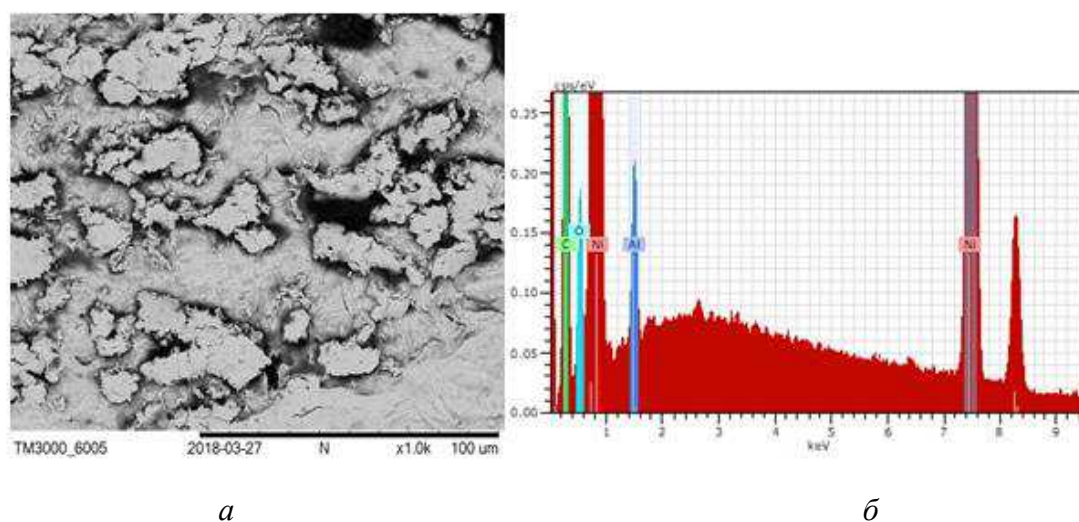
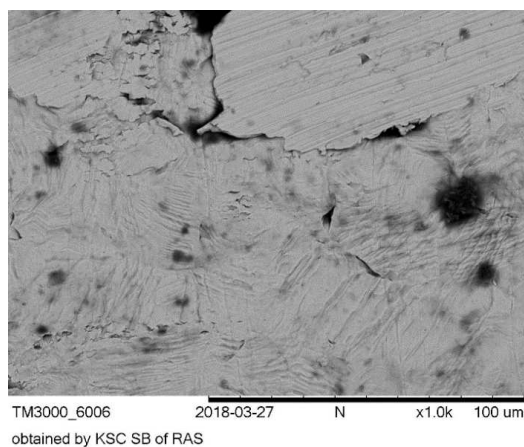
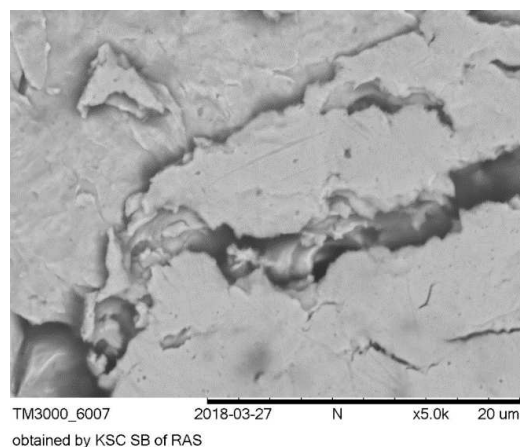


Рисунок 3.16 – Микроструктура от поверхности никеля: *а* - включения алюминия на поверхности никелевой пластины, *б* - энергодисперсионные спектры

Микроструктуры, полученные от никелевой пластины, показывает интерметаллидные алюминиевые фазы. Мы можем наблюдать это на рисунке 3.17*а, б*.



a



б

Рисунок 3.17 – Микроструктуры от никелевой пластины: *a* - алюминиевые интерметаллидные фазы на никелевой пластины, *б* – укрупненное изображение алюминиевой интерметаллидной фазы

Результаты металлографических исследований образца полученного статической нагрузкой представлено на рисунке 3.18 [53].



a



б

Рисунок 3.18 – Микроструктура композита Al-Ni полученная методом оптической микроскопии: *a* - центральная часть образца, *б* – край образца

Разные участки образца имели различную структуру, как плоскопараллельную (рисунок 3.19, *a*), так и волнообразную (рисунок 3.19 *б*). Сравнивая результаты микроанализа элементного состава различных участков сварного соединения, приведенных в таблице. 3.6 можно заключить, что перемешивание

никеля и алюминия происходит интенсивнее на изогнутых участках по сравнению с прямолинейными [53].

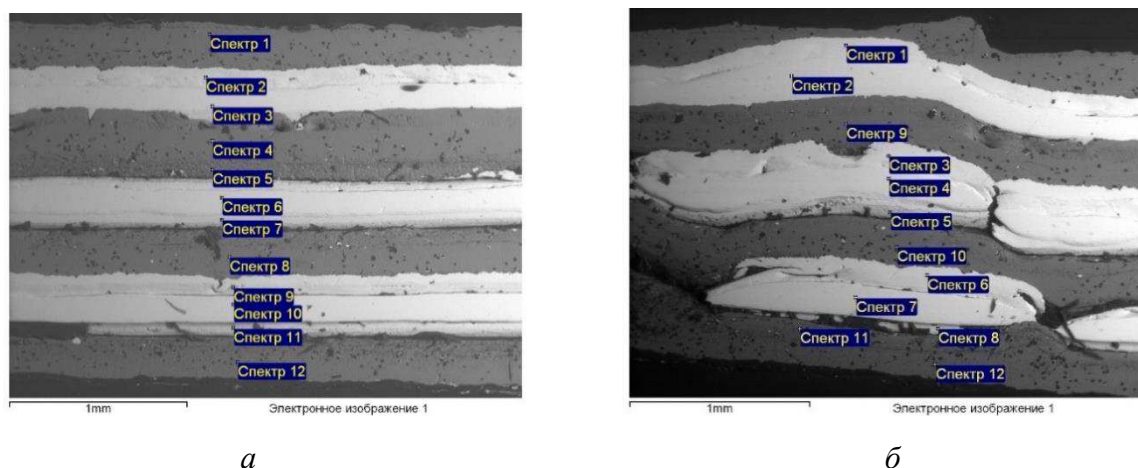


Рисунок 3.19 – Изображения поперечного среза образца многослойного композита Al–Ni, полученные с помощью растрового электронного микроскопа

На основании полученных энергодисперсионных спектров была составлена таблица результатов рентгеноспектрального анализа исходя из диаграммы состояния алюминий – никель: получен широкий спектр интерметаллидных фаз среди которых присутствует фаза Ni_3Al .

Таблица 3.6 – Результаты рентгеноспектрального анализа [53].

№ Спектра	Al, %	Ni, %	Фазы, соответствующие химическому составу
1	12,48	85,85	Твердый раствор Al в Ni
2	11,58	87,11	
3	25,11	72,27	Ni_3Al
4	28,57	67,87	Al_3Ni_5
5	48,15	45,85	AlNi
6	20,67	77,36	Ni_3Al
7	19,56	77,95	Ni_3Al
8	34,22	60,90	Al_3Ni_5
9	88,04	9,19	Твердый раствор Ni в Al
10	78,38	17,28	Al_3Ni
11	83,37	8,01	Твердый раствор Ni в Al
12	91,76	2,71	

Из анализа химического состава следует, что никель и алюминий хорошо перемешиваются. В результате происходит формирование фазы состава Ni_3Al наиболее активного в средней части образца [53].

3.2.2 Результаты рентгенографического анализа

В результате исследования поверхности никелевой пластины, взятой из центральной части многослойного композита, полученного с помощью динамической нагрузки, был получен график показывающий наличие только никеля (рисунок 3.20).

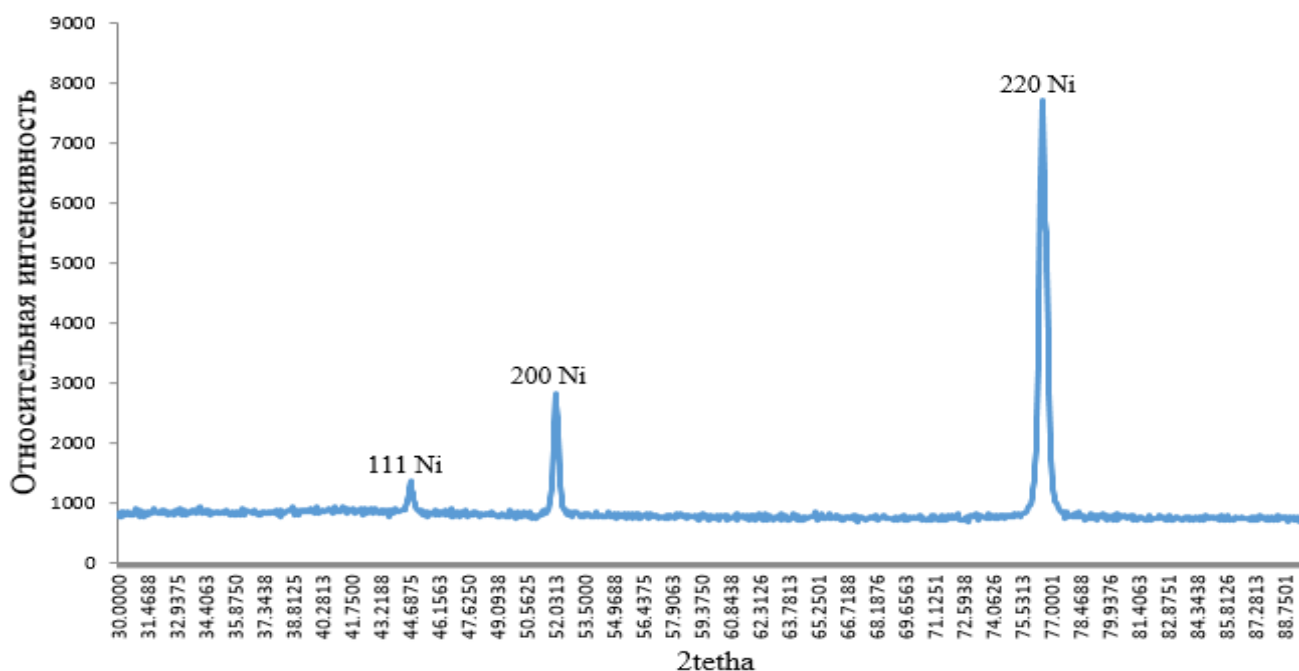


Рисунок 3.20 – Рентгеновская дифрактограмма, полученная в результате исследования никелевой пластины композита алюминий-никель

Тот факт, что рентгеновское исследование не позволило выявить интерметаллидные фазы на поверхности никелевой пластины, отделенной от многослойного композита, может быть объяснен высокими и резко отличающиеся показателями механических свойств никеля по сравнению с алюминий-никелевыми интерметаллидами. Вероятно, при механическом разделении разрушения композита произошло по границе чистый никель-интерметаллиды.

На рисунке 3.21 представлена рентгенограмма с поверхности алюминиевой пластины на которой были обнаружены никелевые интерметаллидные фазы.

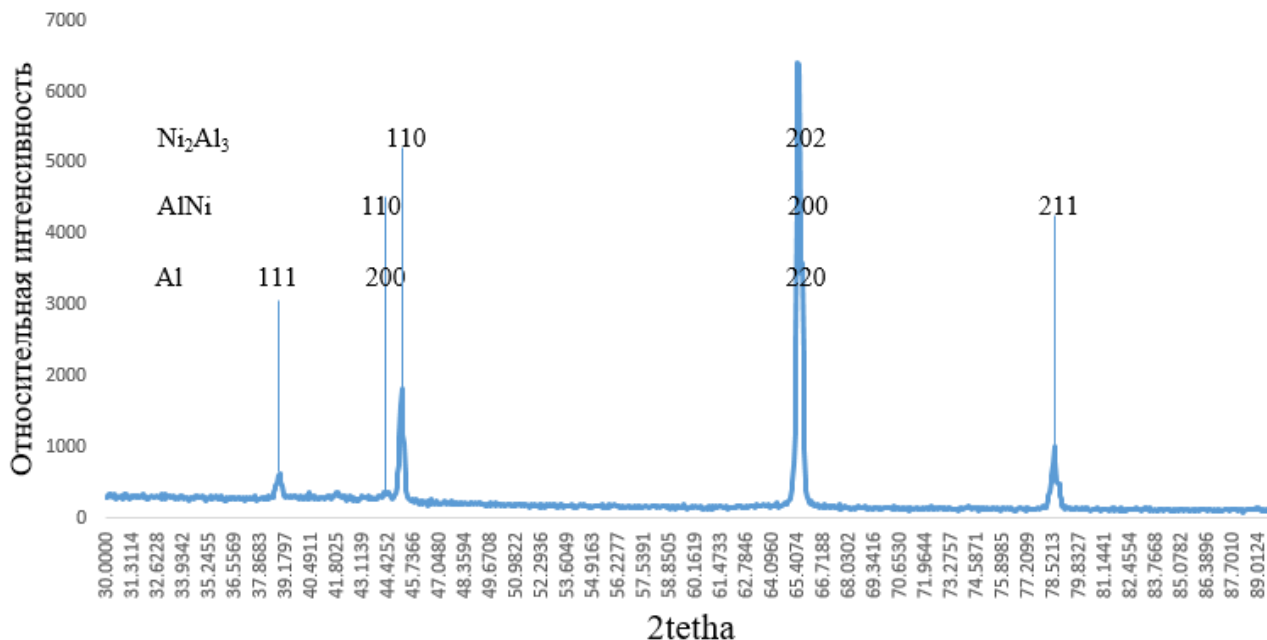


Рисунок 3.21 – Рентгеновская дифрактограмма от поверхности алюминиевой пластины композита алюминий-никель

В результате твердофазного взаимодействия никеля и алюминия технической частоты в гидравлическом прессе с усилием 200 тонн в зоне контакта пластин произошла механохимическая реакция, проявившаяся в виде выпадения интерметаллидных фаз AlNi и Ni₂Al₃.

На рисунке 3.22 представлена рентгеновская дифрактограмма поперечного сечения многослойного композита Al-Ni полученного статической нагрузкой [53].

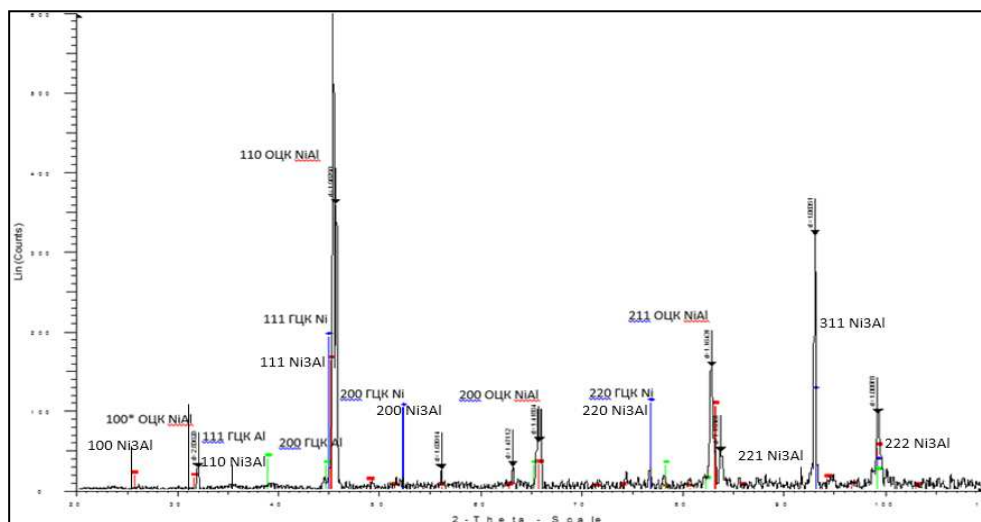


Рисунок 3.22 – Рентгеновская дифрактограмма, поперечного сечения многослойного композита, полученного в результате статической нагрузки [51].

В работе [53] показано, что с помощью совместной динамической осадки никеля и алюминия в прессовальной установке типа ИП-250М-авто можно получить широкую гамму интерметаллидов, в том числе и интерметаллид типа Ni_3Al .

Сравнение фазового состава образцов композиционных материалов Al-Ni полученных в различных условиях – динамических и статических нагрузок позволяют проанализировать влияние условий получения композиционного материала на их структуру.

В результате динамической нагрузки в структуре образцов выделено два интерметаллида AlNi и Ni_2Al_3 . Возникновение интерметаллида AlNi может быть объяснено условиями свободного взаимодействия чистых компонентов композиционного материала. Интерметаллид Ni_2Al_3 по своему химическому составу близок к интерметаллиду AlNi . Отличие, вызванное пониженным содержанием никеля может быть объяснено особенностями диффузии никеля в алюминии.

Набор фаз полученный при статической нагрузке представлен в таблице 3.6 и на рисунке 3.22. Наблюдается широкий спектр образовавшихся фаз: Ni_3Al , Al_3Ni_5 , AlNi , Al_3Ni . Обращает на себя внимание отсутствие в этом списке фазы Ni_2Al_3 .

Таким образом можно зафиксировать, что фазовый состав полученный в динамических и статических условиях различен.

3.2.3 Результаты измерений микротвердости

С помощью микротвердомера ПМТ–3 измерили микротвердость многослойного композита, полученного в результате динамической нагрузки результаты измерений представлены в таблице 3.7.

Таблица 3.7 – Результаты измерений микротвердости после динамической нагрузки

	Исх. Al	Исх. Ni	Al из композита (ср. знач.)	Ni из композита (ср. знач.)
HV, МПа	212	838	318	981

Исходя из полученных результатов следует что микротвердость никелевой пластины близка к исходной это соответствует результатам рентгенографических исследований так как на никелевой пластине не было обнаружено интерметаллидов. Микротвердость алюминиевой пластины возрасла почти в полтора раза что подтверждает рентгенография: на алюминиевой пластине были обнаружены интерметаллидные фазы.

В работе [53] была исследована микротвердость образца полученного статической нагрузкой со никеля и построен график показанный на рисунке 3.23.

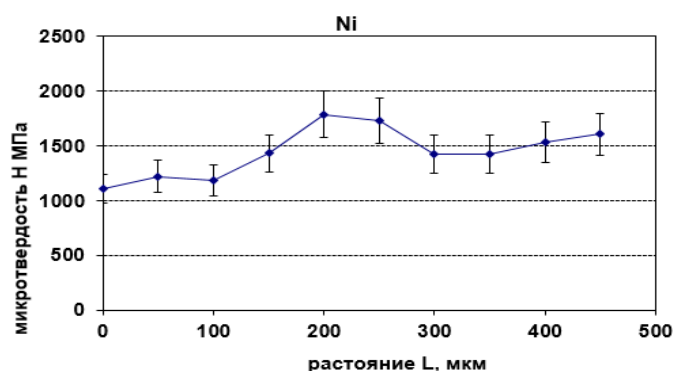


Рисунок 3.23 – Микротвердость со стороны Ni

В таблице 3.8 представлены результаты измерений микротвердости многослойного композита полученного статической нагрузкой [53].

Таблица 3.8 – Сравнение микротвердости для разных материалов [53]

	Исх. Al	Исх. Ni	Al из композита (ср. знач.)	Ni из композита (ср. знач.)
HV, МПа	167	638	239	1446

Из данных в таблице, следует, что после воздействия статической нагрузки на слоистый образец Ni-Al, значение микротвердости Al возросло на 43%, а значение микротвердости Ni выросло на 127%. Рост микротвердости происходит из-за более однородного строения центральной части образца [53].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показано что при получении многослойного композита титан – алюминий сваркой взрывом происходит активное взаимодействие исходных компонентов и формирование значительных прослоек интерметаллидных фаз.

2. Методом расшифровки картин дифракции рентгеновских лучей показано что после сварки взрывом фазовый состав композита описывается следующими Al, Ti, AlTi, Al₃Ti. Показано что при нагреве до 300 градусов состав характеризуется следующими, фазами Al, Ti, Ti_{3,3}Al, Al₂Ti. При нагреве до 600 градусов в течении 7 часов фазовый состав описывается следующими фазами Al, Ti, TiAl,

3. Испытания механических свойств на статические напряжения трех и пятислойных образцов показали, что свойства пятислойного образца составили предел текучести 231,10 МПа предел прочности 336,78 Мпа, а свойства трехслойного в несколько раз меньше.

4. Показано что при получении многослойного композита никель – алюминий при статическом и динамическом взаимодействии в гидравлическом прессе исходных компонентов происходит формирование интерметаллидных фаз.

5. Методом расшифровки картин дифракции рентгеновских лучей и анализа энергодисперсионных спектров показано что после динамической нагрузки фазовый состав композита описывается следующими фазами: AlNi, Ni₂Al₃. Методом расшифровки картин дифракции рентгеновских лучей и анализа энергодисперсионных спектров показано что после статической нагрузки фазовый состав композита описывается следующими фазами: Ni₃Al, Al₃Ni₅, AlNi, Al₃Ni.

6. Выполнен предварительный анализ фазовых изменений многослойных композитов с помощью диаграмм состояний и данных о энергиях образования фаз, полученных из литературных источников.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение : учеб. для вузов [Текст] / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин. – 5-е изд. стер. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2003. – 648 с.
2. Металлы и сплавы : справочник [Текст] / В. К. Афонин, Б. С. Ермакова, Е. Л. Лебедев и др.. – СПб. : Профессионал: Мир и Семья, 2006. – 1090 с.
3. Зубков, Л. Б. Космический металл: все о титане [Текст] / Л. Б. Зубков. – М. : Наука, 1987. – 128 с.
4. Чечулин, Б. Б. Титановые сплавы в машиностроении [Текст] / Б. Б. Чечулин. – Л. : Машиностроение, 1977. – 248 с.
5. Э.М. Феноминалогические критерии разрушения анизотропных сред [Текст] / Э.М. Ву. – М. : Мир, 1985. – 491 с.
6. Ильин, А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник [Текст] / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Полькин. – М. : ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
7. Titanium'2003: Science and Technology : Proc. 10th World Conf. on Titanium. V. 1–5 [Text]. – Hamburg, Germany, 2003. – 3425 p.
8. The main priority areas [Text] / V. N. Guskova. – Family and House, 2015.
9. Xiangming, T. Microstructure and Properties of Ti3Al [Text] / T. Xiangming, Z. Guagjuel, L. Jang // Base Alloys. Titanium 95. Science and Technology. V. 2 – 448 p.
10. Металлы и сплавы Металлы и сплавы : справочник [Текст]/ В. К. Афонин, Б. С. Ермаков, Е. Л. Лебедев, Е. И. Пряхин, Н. С. Самойлов, Ю. П. Солнцев, В. Г. Шипина // СПб. : АНО НПО «Профессионал», 2007. – 1090 с.
11. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов. Справочное руководство [Текст] / А. И. Беляев, О. А. Романова, К. С. Походаев,

Н. Н. Буйнов, Н. А. Локтионова, И. Н. Фридляндер; под. ред. И. Н. Фридляндера. – Москва : Металлургия, 1971. – 352 с.

12. Колачёв, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учеб. для вузов [Текст] / А. Б. Колачёв, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – Москва : МИСиС, 2005. – 432 с.

13. Ларииков, Л. Н. Структура и свойства металлов и сплавов. Тепловые свойства металлов и сплавов. Справочник [Текст] / Л. Н. Ларииков, Ю. Ф. Юрченко. – Киев : Наукова думка, 1985. – 242 с.

14. Суперсплавы II : Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок [Текст] / под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столофа, У. К. Хагеля : Пер. с англ. В 2-х книгах, Кн. 1 / под ред. Р. Е. Шалина – Москва : Металлургия, 1995. – 384 с.

15. Борисова, Е. А. Жаропрочные титановые сплавы [Текст] / Е. А. Борисова, В. М. Ильенко. - М. : Металлургия, 1996. – 384 с.

16. Пат. 2496902 Российская Федерация. Алюмоматричный композиционный материал с борсодержащим наполнителем [Текст] / Абузин Ю. А., Белов Н. А., Алабин А. Н. и др. ; заявитель и патентообладатель: НИТУ «МИСиС». – № 2012137087 ; заявл. 31.08.2012 ; опубл. 27.10.13, Бюл. № 30..

17. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник. В 3 т. Т. 1 [Текст] / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – Москва : Машиностроение, 1996. – 992 с.

18. Кузнецов, Г. М. Исследование растворимости Mn, Cr, Ti и Zr в алюминии в твердом состоянии [Текст] / Г. М. Кузнецов, А. Д. Барсуков, М. И. Абас // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1983. – № 1. – С. 96–100.

19. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. [Текст] / под общ. ред. Н. П. Лякишева и др. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 991 с.

20. Корнилов, И. И. Обзор исследований диаграммы состояния двойной системы Ti-Al [Текст] / И. И. Корнилов, Е. Н. Пылаева, М. А. Волкова. – М.: Изд-во Акад. Наук СССР, 1963. – Вып. 10. – С. 74–85.

21. Uhina, O. V. Nardishki, Schwungrad und Frausgta, als eine Methode der psychologischen Betreuung in eine Dissertation [Text] / O. V. Uhina. – S. : Science, 1989. – 100 p.
22. Shuster, C. Phases and phase relations in the partial system TiAl₃-TiAl [Text] / C. Shuster, H. Ipser // Zeitschrift fur metallkunde. – 1990. – V. 81, № 6. – P. 389–396.
23. Kaffner, U. R. Thermodynamic assessment and calculation of the Ti-Al system [Text] / U. R. Kaffner, J. C. Lin, Y. A. Chang // Metallurgical and materials transactions. A. – 1992. – V. 23, № 8. – P. 2081–2090.
24. Liu, C. T. Ordered intermetallics – physical metallurgy and mechanical behaviors [Text] / C. T. Liu, R. W. Cahn, G. Sauthoff. – Kluwer Academic Publisher, 1992. – 701 p.
25. Lewandowski, J. J. Structural intermetallics [Text] / J. J. Lewandowski, R. Darolia, C. T. Liu et al. – Warrendale : TMS, 1993. – 900 p.
26. Gamma titanium aluminides [Text] / K. W. Kim, H. Clemens, A. H. Rosenberger, Y. W. Kim. – Warrendale : TMS, 2003. – 635 p.
27. Peters, M. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications [Text] / M. Peters, C. Leyens. – Wiley : VCH Verlag, 2003. – 532 p.
28. Колачев, Б. А. О влиянии границ зерен на пластичность интерметаллидов [Текст] / Б. А. Колачев, А. А. Ильин, П. Д. Дроздов // Металлы. – 2001. – № 3. – С. 41–48.
29. Имаев, Р. М. Влияние температуры деформации на механические свойства интерметаллидов Ti₃Al [Текст] / Р. М. Имаев, Н. Г. Габидуллин, Г. А. Салищев // Металлы. – 1992. – № 6. – С. 73–79.
30. Полькин, И. С. Алюминиды титана и сплавы на их основе [Текст] / И. С. Полькин, Б. А. Колачев, А. А. Ильин // Технология легких сплавов. – 1997. – № 3. – С. 32–39.
31. Greenberg, B. A. Possible factors affecting brittleness of the intermetallic compound TiAl [Text] / B. A. Greenberg, V. I. Anisimov, Y. N. Gornostiev // Scripta metalla. – 1988. – V. 22, № 6. – P. 859–864.

32. Аномалии деформационных характеристик интерметаллида TiAl [Текст] / Б. А. Гринберг, О. В. Антонова, В. Н. Индендаум и др. // Физика металлов и металловедение. – 1992. – № 4. – С. 24–32.
33. Имаев, Р. М. Механические свойства мелкозернистого интерметаллида TiAl. Хруповязкий переход [Текст] / Р. М. Имаев, О. А. Кайбышев, Г. Ю. Салищев // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 3. – С. 179–187.
34. Крюков, Д.Б. Исследование влияния конфигурации упрочняющих элементов на прочностные свойства моделей композиционных материалов системы титан-алюминий / Д.Б. Крюков, А.В. Прыщак, М.С. Гуськов // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2014. - №4 (32). – С. 112-119.
35. Proc. of the 10th World conf. on titanium held at the CCH-Congress Center «Ti2003», 13-18 july 2003 [Text] : in 5 vol. / ed.: G. Luetjering, J. Albrecht. – Wiley : VCH Verlag, 2004. – V. 1–5. – 3425 p.
36. Yap, L. T. NO_x Oxy-fuel flames for uniform heat transfer [Text] / L. T. Yap, M. Pourkashanian // Proceedings the minerals, metals and materials society. – 1996. – P. 655–660.
37. Павлюкова, Д. В. Структура и механические свойства слоистых материалов на основе титана и алюминия, полученных по технологии сварки взрывом и дополнительной термической обработки [Текст] : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.09 / Павлюкова Д. В. – Новосибирск, 2011. – 237 с.
38. Effects of ductile laminate thickness, volume fraction, and orientation on fatigue-crack propagation in Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate composites [Text] / R. R. Adharapuraru, K. S. Vecchio, F. Jiang, A. Rohatgi // Metallurgical and materials transactions: A. – 2005. – V. 36, № 6. – P. 1595–1608.
39. Температурная зависимость предела текучести сплавов на основе алюминидов титана с L12-решеткой [Текст] / Я. И. Евич, Ю. Н. Подрезов, М. В. Ремез и др. // Электронная микроскопия и прочность материалов : сб. тр. – Киев : ШМ НАН Украины, 2009. – Вып. 16. – С. 98–103.

40. Grain growth and recrystallization of nanocrystalline Al₃Ti prepared by mechanical alloying [Text] / F. Zhang, L. Lu, M.O. Lai, F. H. S. Froes // Journal of materials science. – 2003. – V. 38, № 3. – P. 613–619.
41. Okamoto, H. Al–Ni (Aluminum–Nickel) [Text] / H. Okamoto // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2004. – Vol. 25, iss. 4. – P. 394.
42. Чуларис, А. А. Исследование переходной зоны взаимодействия никеля с алюминием в условиях пайки [Текст] / А. А. Чуларис, Г. В. Чумаченко, П. И. Селезнев // Вестник ДГТУ. – 2006. – Т. 6, № 2 (29). – С. 103–109
43. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов. Справочное руководство [Текст] / А. И. Беляев, О. А. Романова, К. С. Походаев, Н. Н. Буйнов, Н. А. Локтионова, И. Н. Фридляндер; под. ред. И. Н. Фридляндера. – Москва : Металлургия, 1971. – 352 с.
44. Диаграммы состояния на основе систем алюминия и магния [Текст] : справочник / М. Е. Дриц, Н. Р. Бочвар, Э. С. Кадандер, Е. М. Падежнова, Л. Л. Рохлин, З. А. Свидерская, Н. И. Туркина ; отв. ред. Н. Х. Абрикосова. – Москва : Наука, 1977. – 228 с.
45. Синельникова, В. С. Алюминиды [Текст] / В. С. Синельникова, В. А. Подергин, В. Н. Речкин. – Киев : Наукова думка, 1965. – 242 с.
46. Иванько, А. А. Твердость. Справочник [Текст] / А. А. Иванько. – Киев : Наукова думка, 1968. – 128 с.
47. ГОСТ 6996-66 Сварные соединения. Методы определения механических свойств. – Взамен ГОСТ 6996-54; введен 01.01.1967. – Москва: Стандартинформ, 1967. – 45 с
48. Николаев, Б. В. Влияние подготовки расплава на структуру и свойства интерметаллидного сплава на основе Ni₃Al [Текст] / Б. В. Николаев, Г. В. Тягунов, Б. А. Баум и др. // Известия АН СССР. Металлы. – 1991. – №1. – С.104–200
49. Чуларис, А. А. Кинетика растекания алюминия на никеле в условиях пайки [Текст] / А. А. Чуларис, Г. В. Чумаченко, П. И. Селезнев // Вестник ДГТУ. – 2006. – Т. 6, № 2 (29). – С. 110–115.

50. G. Ghosh, M. Asta First-principles calculation of structural energetics of Al–TM (TM = Ti, Zr, Hf) intermetallics / *Acta Materialia* 53 – 2005 – p. 3225–3252
51. Гуревич Л. М. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, В. В. Метелкин // Известие Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 11(59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 5-11.
52. Сатбаева З.А., Короткова Е.В., Лесков М.Б., Квеглис Л.И., Носков Ф.М., Захарова Е.В, Сравнение СВС реакции и сварки взрывом фольг титан-алюминий Барнаул, Сборник научных статей II Российско-Казахстанской молодежной научно-технической конференции, 2014
53. Анфилофьев В.В., Шелепова С.Ю., Туякбаев Б.Т., Джес А.В., Исследование структуры и свойств в зоне контакта никеля и алюминия при пластической деформации. Восточно-Казахский Государственный университет им. С. Аманжолова, Казахстан. Технологические процессы и материалы, 2017,18(1), 205–210

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
Политехнический институт
Материаловедения и технологии обработки материалов

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
В. И. Темных
подпись инициалы, фамилия
« ____ » ____ 20 ____ г.


МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Исследование процессов структурообразования при сварке под давлением
титана, никеля и алюминия

22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов»

22.04.01.04 «Синтез и литье новых металлических материалов»

Научный руководитель


подпись, дата

доцент, к.т.н
должность, ученая степень

Носков Ф.М

Выпускник


подпись, дата

Шведов В.В

Рецензент


подпись, дата

доцент, к.т.н
должность, ученая степень

Романченко Н.М.

Красноярск 2018

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
Кафедра «Материаловедения и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ В. И. Темных
«24» _____ 2016 г.

**ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
в форме магистерской диссертации**

Студенту Шведову Вячеславу Васильевичу

Группа МТ 16-01М. Направление (специальность) 22.04.01

«Материаловедение и технологии материалов» (22.04.01.04 «Синтез и литье новых металлических материалов»)


Тема выпускной квалификационной работы «Исследование процессов структурообразования при сварке под давлением титана, никеля и алюминия»

Утверждена приказом по университету № 16290/с, от 22.11.2016 г.

Руководитель ВКР: Ф. М. Носков, доцент, к. т. н., кафедра МиТОМ


Перечень разделов ВКР: введение, обзор литературы, методики экспериментов, основные результаты и выводы работы.

Руководитель ВКР



Ф.М. Носков

Задание принял к исполнению



В.В. Шведов

« ____ » _____ 2016 г.